

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона

Кафедра фізики металів

«На правах рукопису»
УДК _____

До захисту допущено:
В.о. завідувача кафедри
_____ Світлана ВОЛОШКО
«__» _____ 2021 р.

Магістерська дисертація

на здобуття ступеня магістра

**за освітньо-науковою програмою «Металофізичні процеси та їх
комп'ютерне моделювання»**

зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»

**на тему: «Зміцнення поверхні сплаву АМгб комбінованою
високоенергетичною обробкою»**

Виконав:

студент VI курсу, групи ФМ-91мн

Малахов Дмитро Сергійович _____

Науковий керівник:

Завідувач КФМ, д.ф.-м.н., професор

Волошко С.М. _____

Консультант з наукової частини:

Ст. науч. сп., д.ф.-м.н. Мордюк Б.М. _____

Консультант з ОП та безпеки в НС:

зав. каф., д.т.н., проф. Левченко О.Г. _____

Консультант з питань нормоконтролю:

ас. Шаповалова Н.А. _____

Рецензент:

Засвідчую, що у цій магістерській
дисертації немає запозичень з праць
інших авторів без відповідних
посилань.

Студент _____

Київ – 2021 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона
Кафедра фізики металів

Рівень вищої освіти – другий (магістерський)

Спеціальність – 132 «Матеріалознавство»

Освітньо-наукова програма «Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання»

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. завідувача кафедри

_____ Світлана ВОЛОШКО

«__» _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ
на магістерську дисертацію студенту
Малахову Дмитру Сергійовичу

1. Тема дисертації «Зміцнення поверхні сплаву АМг6 комбінованою високоенергетичною обробкою», науковий керівник дисертації Волошко С.М., завідувач КФМ, д.ф.-м.н., професор, затверджені наказом по університету від «22» березня 2021 р. № 869-с
2. Термін подання студентом дисертації _____
3. Об'єкт дослідження – фізико-хімічні процеси, які відбуваються внаслідок ультразвукової ударної обробки та електроіскрового легування поверхні алюмінієвого сплаву АМг6.
4. Предмет дослідження: алюмінієвий сплав АМг6, електроди Cu, Ti та W
5. Перелік завдань, які потрібно розробити: провести електроіскрове легування та ультразвукову ударну обробку поверхні сплаву АМг6; дослідити структурнофазові стани поверхневих шарів у вихідному стані та після проведення комбінованої обробки; проаналізувати комплекс властивостей синтезованих покриттів;
6. Орієнтовний перелік графічного (ілюстративного) матеріалу: 25 рисунків та презентація;
7. Орієнтовний перелік публікацій: Модифікація поверхні стопу АМг6 електроіскровим

легуванням Cu та ультразвуковою ударною обробкою для підвищення корозійної стійкості / Б.М. Мордюк, С.М. Волошко, А.П. Бурмак, Д.С. Малахов // Металофіз. новітні технол.. – 2020. – Т. 42, №7. – С. 997–1013.

8. Консультанти розділів дисертації*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Експериментальна частина	старший науковий співробітник, д.ф-м.н., Мордюк Б.М.		
Охорона праці	д.т.н., професор Левченко О.Г.		
Нормоконтроль	ас. Шаповалова Н.А.		

9. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
	Видача завдання		
	Огляд літератури		
	Освоєння методик дослідження		
	Виконання експериментальних досліджень		
	Отримання результатів, їх аналіз		
	Оформлення магістерської дисертації		
	Попередній захист		
	Захист на засіданні ЕК		

Студент

Дмитро МАЛАХОВ

Науковий керівник

Світлана ВОЛОШКО

* Якщо визначені консультанти. Консультантом не може бути зазначено наукового керівника магістерської дисертації.

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 82 с., 21 рис., 5 табл., 62 джерела.

АМг6, ЕЛЕКТРОІСКРОВЕ ЛЕГУВАННЯ, МАСОПЕРЕНЕСЕННЯ, МІКРОТВЕРДІСТЬ, СТРУКТУРА, УЛЬТРАЗВУКОВА УДАРНА ОБРОБКА, ФАЗОВИЙ СКЛАД

Об'єкт дослідження – фізико-хімічні процеси, які відбуваються внаслідок електроіскрового легування титаном, вольфрамом, міддю та ультразвуковою ударною обробкою поверхні алюмінієвого сплаву АМг6.

Мета роботи – синтез композиційних покриттів на поверхні сплаву АМг6 електроіскровим легуванням Ti, W та Cu з подальшою ультразвуковою ударною обробкою.

Методи дослідження – мікродюрOMETричний, рентгеноструктурний та мікрорентгеноспектральний аналіз, просвічувальна електронна мікроскопія, а також випробування на корозійну стійкість.

Практичне значення – одержані в роботі наукові результати представляють практичний інтерес для машинобудування та авіаційної галузі.

Результати досліджень – запропоновано ефективний спосіб зміцнення поверхневого шару алюмінієвого сплаву АМг6 за допомогою комбінованої обробки – ЕІЛ та УЗУО. Електроіскрове легування сприяє зміцненню поверхні за рахунок утворення в приповерхневому шарі товщиною до 25 мкм інтерметалідних фаз – Al_3Ti , $Al_{18}Ti_2Mg_3$, $Al_{12}W$, Al_5W , Al_2Cu та Al_6Mg_4Cu . Ультразвукова ударна обробка обумовлює диспергування субзеренної/зеренної структури, підвищує твердість на 70-80 % та сприяє інтенсифікації масопереносу легуючого елементу. Результатом комбінованої обробки є підвищення мікротвердості (до 3,5 разів) та корозійної стійкості поверхневих шарів сплаву АМг6 у порівнянні з вихідним станом

ABSTRACT

Master's thesis: 82 pages, 21 tables, 5 figures, 62 references.

AMg6, ELECTRIC LEGISLATION, MASS-TRANSMISSION, MICRO-RESISTANCE, STRUCTURE, ULTRASONIC IMPACT TREATMENT, PHASE COMPOSITION

The object of research - physico-chemical processes that occur as a result of electrospark doping with titanium, tungsten, copper and ultrasonic shock treatment of the surface of the aluminum alloy AMg6.

The purpose of the work is the synthesis of composite coatings on the surface of AMg6 alloy by electrospark doping of Ti, W or Cu with subsequent ultrasonic shock treatment.

Research methods - microdiurometric, X-ray structural and micro-X-ray spectral analysis, transmission electron microscopy, as well as tests for corrosion resistance.

Practical significance - the scientific results obtained in this work are of practical interest for the mechanical engineering and aviation industries.

Research results - an effective way to strengthen the surface layer of aluminum alloy AMg6 using a combine processing - EDA and UIT. Electrospark doping helps to strengthen the surface due to the formation of intermetallic phases - Al_3Ti , $\text{Al}_{18}\text{Ti}_2\text{Mg}_3$, Al_{12}W , Al_5W , Al_2Cu and $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ in the near-surface layer up to 25 μm thick. Ultrasonic shock treatment determines the dispersion of the subgrain / grain structure, increases the hardness by 70-80 % and enhances the mass transfer of the alloying element. The result of the combined treatment is an increase in microhardness (up to 3.5 times) and corrosion resistance of the surface layers of the AMg6 alloy compared to the initial state.

ЗМІСТ

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ	10
ВСТУП	11
1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ.....	14
1.1 Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру та властивості алюмінію та його сплавів	14
1.2 Електроіскрове легування та його вплив на структуру і властивості металів.....	29
1.3 Висновки до розділу 1	33
2. МЕТОДИКА ТА МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	35
2.1 Характеристика об'єкту дослідження, діаграма фазової рівноваги системи Al-Mg	35
2.2 Легування Cu, W, Ti.....	40
2.3 Методика і режими УЗУО.....	41
2.4 Методика дослідження	42
2.4.1 МікродюрOMETричний аналіз.....	42
2.4.2 Рентгенівські методи дослідження	44
2.4.3 Мікрорентгеноспектральний аналіз.....	45
2.4.4 Корозійні дослідження	47
2.5 Висновки до розділу 2	48
3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ	49
3.1 Підвищення мікротвердості при комбінованій обробці	49
3.2 Масоперенос при електроіскровому легуванні	52
3.3 Фазовий склад поверхневих шарів алюмінієвого сплаву АМг6	56
3.4 Корозійні властивості сплаву АМг6 після електроіскрового легування та ультразвукової ударної обробки	61
3.5 Висновки до розділу 3	63
4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ	64
4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів	64
4.1.1 Мікроклімат.....	64
4.1.2 Освітленість.....	67

4.1.3 Шум	68
4.1.4 Вібрації.....	69
4.1.5 Електробезпека.....	70
4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці	72
4.2.1 Організація робочого місця	72
4.2.2 Вентиляція	72
4.3 Розрахунок інженерного рішення	73
4.3.1 Розрахунок вентиляції	73
4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	74
4.4.1 Пожежна безпека	74
4.5 Висновки до розділу 4	76
ВИСНОВКИ.....	77
CONCLUSIONS	79
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	80

СКОРОЧЕННЯ ТА УМОВНІ ПОЗНАЧЕННЯ

ІПД – інтенсивна пластична деформація
ГДПМ – гарячедеформований порошковий матеріал
ЕВП – електричний вибух провідників
ШІК – шаровий інтерматалідний композит
МДО – мікродугове оксидування
РФС – рентгенівська флуоресцентна спектроскопія
МЛ – механічне легування
СТП – сварка тертям з перемішуванням
РСМА – рентгеноструктурний мікроаналіз
ТЕМ – трансмісійна електронна мікроскопія
УЗУО – ультразвукова ударна обробка
ОЦК – об’ємноцентрована кубічна ґратка
ГЦК – гранецентрована кубічна ґратка
РЕМ – растрова електронна мікроскопія
ППД – поверхнева пластична деформація
ЕІЛ – електроіскрове легування
 H_v – мікротвердість
 K_{hard} – ступінь зміцнення
 I_{hard} – інтенсивність зміцнення
 E_c – потенціал корозії
 I_c – щільність струму корозії
НВ – твердість за Брінеллем
K – глибина проникнення рентгенівського випромінення
d – міжплощинна відстань
 θ – кут дифракції
МКД – мікродеформація
ЕДАР – енергодисперсійний аналізатор
ОКР – область когерентного розсіювання

ВСТУП

У зв'язку з розвитком нових способів зміцнення металів і сплавів останніми роками зріс інтерес до досліджень особливостей формування дрібнозернистої структури при інтенсивній пластичній деформації (ІПД) [1]. Порівняно із широко використовуваними технологіями деформаційної обробки матеріалів, методи ІПД дозволяють отримувати об'ємні ультрадрібнозернисті та наноструктурні матеріали з унікальними механічними властивостями. Активно розвиваються також і поверхневі методи ІПД, які надають можливість суттєво підвищувати механічні властивості деталей і конструкцій, такі як циклічна міцність і зносостійкість, а також покращувати корозійну стійкість [2, 3].

Розуміння механізмів структурно-фазових перетворень у процесі ІПД чистих металів і сплавів важливе з точки зору прогнозування процесів деградації і подальшого руйнування матеріалів при зовнішньому температурно-силовому впливі, в тому числі в агресивних середовищах. Тому розробка ефективних методів модифікації робочих поверхонь металевих матеріалів є важливим напрямком підвищення їх експлуатаційних властивостей.

Одним з найефективніших методів зміцнення поверхні конструкційних матеріалів є ультразвукова ударна обробка (УЗУО), яка дозволяє значно змінювати дислокаційну структуру матеріалу, подрібнювати зерна і субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути дезорієнтації дислокаційних фрагментів, впливати на фізико-хімічні, механічні та інші властивості поверхні металів і сплавів [3–6].

Аналіз літературних джерел, присвячених УЗУО алюмінієвих сплавів, свідчить про можливість значного підвищення мікротвердості, зносостійкості та інших механічних характеристик за допомогою даного методу обробки. Однак, для таких матеріалів, як наприклад сплав АМг6, який широко

використовують у різних галузях промисловості завдяки високій пластичності і зварюваності [7], можливості деформаційного зміцнення вельми обмежені.

У роботах [8–10] описано спосіб формування за допомогою ультразвукової ударної обробки деформаційних композиційних покриттів на поверхні алюмінію та стопу АМг6. Автори відзначають, що УЗУО дозволяє досягти рівномірного розподілу дисперсних зміцнювальних частинок та модифікувати структуру в поверхневому шарі товщиною декілька десятків мікрометрів. Проте, проблема недостатньо високої міцності міжфазних границь поки ще не знайшла свого вирішення.

Не меншу увагу дослідників привертає і такий метод поверхневої обробки, як електроіскрове легування (ЕІЛ), ефективність якого визначають параметри іскрового розряду, склад електродного матеріалу, властивості матеріалу оброблюваної деталі та інші чинники. Внаслідок легування оброблюваної поверхні матеріалом електроду [11–13] у процесі ЕІЛ можна досягти значного зміцнення поверхні за рахунок дифузійного фазоутворення, змін фізичних і хімічних властивостей поверхневого шару, а також його структури. Ефективність такого методу для підвищення мікротвердості, зносостійкості, жаростійкості та інших механічних властивостей сьогодні не викликає сумніву, а сама методика достатньо апробована. Однак до головних недоліків ЕІЛ слід віднести нерівномірність товщини модифікованих поверхневих шарів, їх значну шорсткість і залишкову пористість [14]. Ці недоліки можна подолати шляхом додаткового застосування УЗУО, оскільки такий метод ППД дозволяє, зокрема, одержувати зміцнені поверхневі шари з низькою шорсткістю та зменшує ймовірність виникнення поверхневих тріщин при циклічному навантаженні [15, 16] за рахунок формування значних напружень стиснення. Комбінована обробка — ЕІЛ з наступною УЗУО — може виявитись ефективною для синтезу високоміцних покриттів з покращеними механічними та триботехнічними властивостями. У випадку стопу АМг6 можна очікувати формування дисперсних зміцнювальних фаз, міцно пов'язаних з матрицею.

Метою цієї роботи є синтез композиційних покриттів на поверхні сплаву АМгб електроіскровим легуванням Cu, W, Ti з подальшою ультразвуковою ударною обробкою.

Відповідно до мети роботи було поставлено наступні задачі дослідження:

- 1) розробка комбінованого способу зміцнення поверхневих шарів сплаву АМгб електроіскровим легуванням атомами міді, вольфраму та титану з наступною ультразвуковою ударною обробкою на повітрі;
- 2) встановлення впливу режимів запропонованої комбінованої обробки на структуру та фазовий склад, а також мікротвердість поверхневих шарів сплаву АМгб;
- 3) дослідження корозійних властивостей синтезованих покриттів.

1 ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ

1.1 Вплив інтенсивної пластичної деформації на структуру та властивості алюмінію та його сплавів

Для сучасних галузей промисловості, таких як авіаційна, будівництво двигунів, космічної техніки, приладобудування, необхідно створювати матеріали з високими експлуатаційними характеристиками такими, як довговічність, стабільність розмірів в поєднанні з низькою щільністю і коефіцієнтом теплового розширення.

Останнім часом отримання матеріалів з ультрадрібнозернистою структурою є одним з нових і перспективних шляхів поліпшення їх властивостей. Володіючи, наприклад, підвищеною в порівнянні зі звичайними матеріалами міцністю, вони здатні зберігати високий рівень пластичності. Серед способів отримання таких матеріалів виділяються методи інтенсивної пластичної деформації (ІПД), такі як рівноканальне кутовий пресування, крутіння під високим тиском та ін. У порівнянні зі звичайно використовуваними технологіями деформаційної обробки матеріалів (прокатка, екструзія) методи ІПД дозволяють отримати об'ємні наноструктурні матеріали, які неможливо виготовити шляхом звичайної термомеханічної обробки. Як приклади можна привести отримання пересичених сплавів Al-Fe, розупорядкування або навіть аморфізацію інтерметалідів. Однак до сих пір не до кінця з'ясовано ряд питань про роль процесів, які супроводжують ІПД, зокрема дифузія. Оскільки в результаті великих пластичних деформацій в матеріалі утворюється безліч дефектів, можна зробити припущення, що навіть при деяких температурах одночасно з деформацією можуть проходити оборотні процеси.

Автори [20] досліджували вплив термічної обробки на деформацію окремих фаз в сплавах АМг10 та Д16. В ході досліджень було виявлено, що при відпаленому стані сплав Д16 має значення граничної деформації близько

60 %, включень 150 %; в загартованому та підданому старінню стані деформація довжини зерна становить 114 %, а включень 46 %; в загартованому і перестареному стані деформація довжини зерна становить 118 %, включень 82 %. У сплаві АМг10 у відпаленому стані гранична деформація довжини зерна становить 40 %, а включень 120 %; в загартованому і підданому старінню стані деформація довжина зерна дорівнює 60 %, а включень 40 %; в загартованому і перестареному стані деформація зерна 80 %, а включень 180 %. Результати досліджень деформації фаз сплавів Д16 і АМг10 показують, що деформація зерен (або α -твердого розчину) рівномірно збільшується по всьому перетину зразка, наближаючись до центру деформації, де починається область руйнування і збільшується найбільш інтенсивно. Аналіз характеристик деформації показав, що в процесі випробувань на розтяг рух по границях зерен в процесі деформування здійснювався за механізмом ковзання зерен по всій ділянці зразка, наближаючись до центру деформацій. Цим можна пояснити подовження зерен сплаву. Великі значення ступеня деформації включень пояснюються тим, що їх розміри на порядок менші розмірів зерна сплаву.

В роботі [21] досліджували вплив інтенсивної пластичної деформації на структурні зміни в алюмінієвих сплавах. В ході даної обробки утворюється фазовий стан, який є ближчим до термодинамічної рівноваги ніж вихідний стан. На основі даних рентгеноструктурного аналізу було показано, що в структурі всіх сплавів присутній твердий розчин на основі алюмінію. При цьому сплави Al-Zn є двофазними: в них присутня фаза Zn. У сплавах Al-Mg і Al-Mg-Zn інших фаз виявлено не було, що може свідчити про їх малу об'ємну частку. В системі Al-Zn в початковому стані (до деформації) параметр решітки твердого розчину безперервно зменшувався з ростом вмісту Zn в сплаві. Деформація призвела до збільшення параметра решітки Al в порівнянні з вихідним станом. Він практично не залежить від вмісту Zn в сплаві і близький до параметру решітки чистого алюмінію. Аналогічні результати для сплавів, що містять Mg, показують, що в результаті деформації параметр решітки Al в

них зменшується, також наближаючись до параметру чистого Al, проте ця зміна не настільки значна, як у випадку сплавів Al-Zn.

Грунтуючись на отриманих результатах про параметр решітки Al, в роботі оцінили вміст Zn і Mg в твердому розчині Al. Для недеформованих сплавів з 10 %, 20 % і 30% Zn воно відповідає 6 %, 12 % і 15% Zn в твердому розчині. Для сплавів з 5 % і 10 % Mg в тому ж стані вміст Mg в твердому розчині близько 8 %. Вміст Zn в Al в сплавах Al-Zn в результаті деформації різко падає і не перевищує 1 %. У двох інших групах сплавів вміст легуючих елементів в Al також зменшується, але, як уже зазначалося, не настільки.

Електронно-мікроскопічні дослідження свідчать, що в результаті деформації зерен структура сплавів значно подрібнюється. На рис. 1.1 представлена структура сплаву Al - 10 % Zn після деформації.

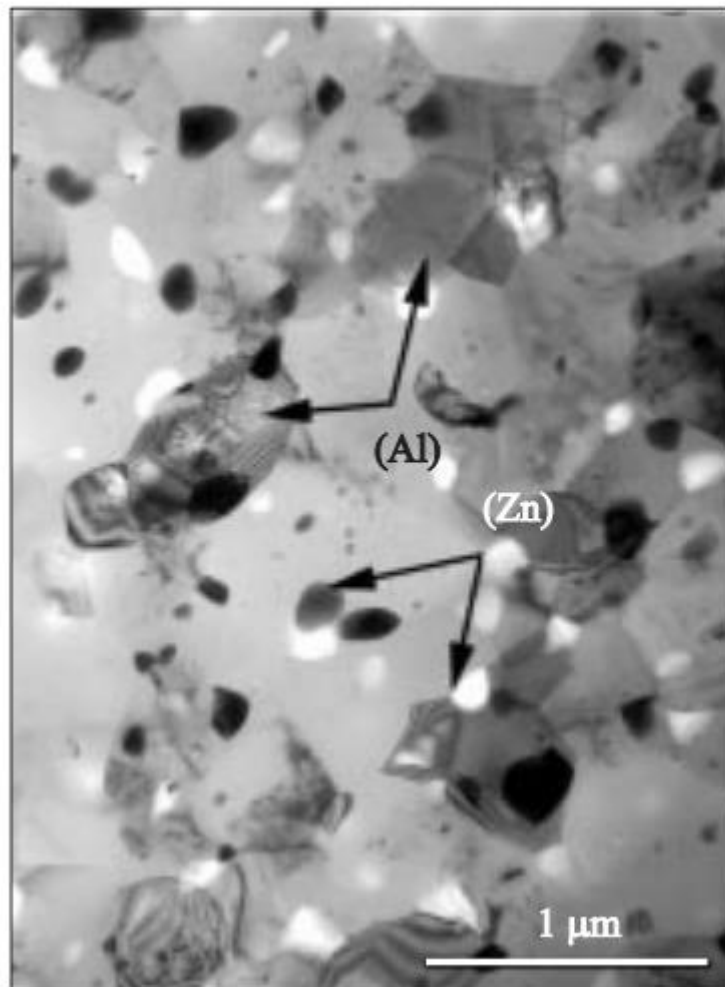


Рисунок 1.1 – Мікроструктура сплаву Al – 10 % Zn після ПД [21]

У структурі присутні зерна двох фаз: Al з розміром ~ 600 нм (до деформації - 500 мкм) і Zn з розміром ~ 200 нм (до деформації - 3-5 мкм). Зерна Al - рівноосні, з добре помітними контурами екстинкції і низькою для такої великої деформації щільністю дислокацій $\sim 10^{12} \text{ м}^{-2}$. Подібна структура характерна, скоріше, для режимів гарячої деформації, в той час як температура обробки досліджуваних зразків не піднімалася вище 50°C .

У сплавах Al-Mg і Al-Zn-Mg деформація призводить до формування досить схожою з вигляду структури (рис. 1.2 та рис. 1.3). Середній розмір зерна в сплавах Al-Mg становить 150 нм і 90 нм для 5 % і 10 % Mg; для сплавів Al – 5 %, Zn – 2 % Mg і Al – 10 % Zn – 4 % Mg величина зерна дорівнює відповідно 150 нм і 120 нм (до деформації – 500 мкм). Структура сплавів характеризується високою щільністю дислокацій ($> 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Відповідно до даних електронної дифракції в структурі сплавів як у вихідному, так і в деформованому стані містяться інтерметаллідні фази: для системи Al-Mg це β -фаза (Al_3Mg_2), для Al-Zn-Mg – τ фаза [$\text{Mg}_{32}(\text{ZnAl})_{49}$]. У деформованих зразках частинки фаз, розмір яких складає близько 10 нм, рівномірно розподілені по всьому матеріалу.

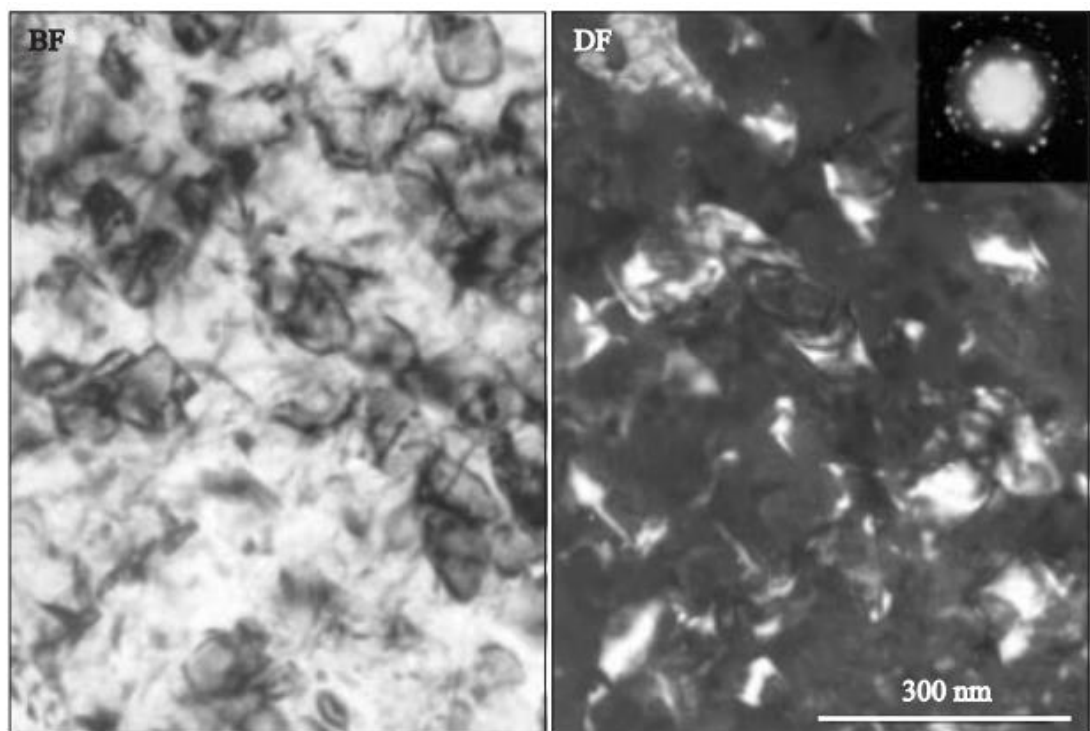


Рисунок 1.2 – Мікроструктура сплаву Al – 5 % Mg після ПД [21]

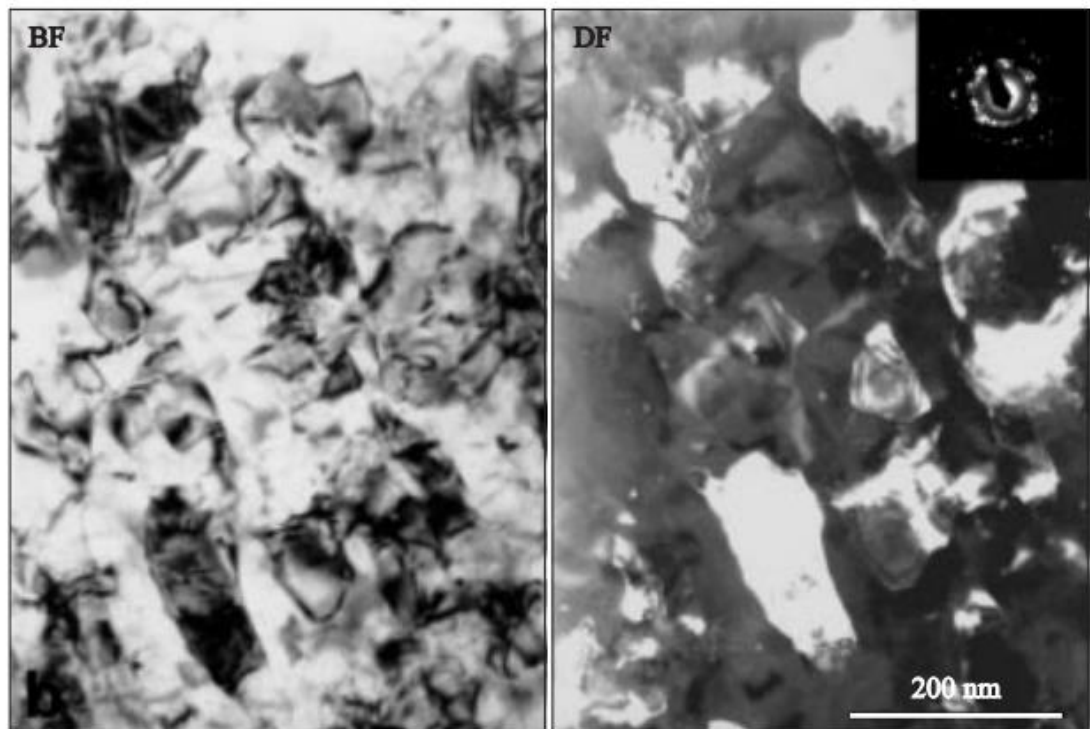


Рисунок 1.3 – Мікроструктура сплаву Al – 2 % Mg – 5 % Zn після
ПД [21]

Таким чином, в результаті деформації досліджуваних сплавів було виявлено: подрібнення їх зерен структури і розпад пересиченого твердого розчину Al. Для Al, збагаченого Zn, розпад проходить повністю з утворенням фаз, відповідних рівноваги при кімнатній температурі. Зони Гинье-Престона, а також фази α_R і α_m , послідовно з'являються при повільному розпаді пересичених твердих розчинів, що не спостерігалися в зразках. Для Al, що містить Mg, розпад пересиченого твердого розчину також спостерігався, хоча і був виражений слабше. Іншими словами, ВПС привела до формування фазового стану, яке ближче до термодинамічно рівноважного, ніж вихідний недеформований стан. Спостережуваний розпад, очевидно, контролюється дифузійними механізмами, а саме об'ємної дифузії і дифузією по межах зерен. Вважаючи дифузний шлях рівним 500 нм (середній розмір зерна) і з огляду на час процесу деформації (300 с), отримаємо величину коефіцієнта об'ємної дифузії, рівну $D(300\text{ K}) \approx 4 \cdot 10^{-15} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$. Дані об'ємної дифузії Zn в Al дають

$D(300\text{ K}) \approx 1 \cdot 10^{-22} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ [11,12]. Видно, що обидва значення на 8-9 порядків нижче, ніж дає експериментальна оцінка. Таким чином, об'ємна дифузія не може забезпечити розпаду пересиченого твердого розчину при деформації.

Розпад твердого розчину Al може контролюватися також зернограничною дифузією атомів Zn і Mg уздовж кордонів зерен. Дійсно, якщо взяти до уваги, що домішки в розчині розташовуються уздовж ліній дислокацій, що утворилися при деформації, а процес перерозподілу дислокацій і є одним із способів формування нових кордонів зерен, то ці межі будуть значно збагачені Zn і Mg.

Необхідно також врахувати вплив ще двох факторів на процеси дифузії, що проходять при пластичній деформації матеріалу: поява нерівноважних вакансій і підвищеного тиску. Ці фактори діють в протилежних напрямках: надлишкові вакансії прискорюють дифузію, а прикладений тиск уповільнює її. Електронно-мікроскопічні спостереження за утворенням вакансій при деформації міді і золота показали, що концентрація надлишкових вакансій при ступеня деформації $\epsilon \approx 1$ може досягати значень 10^{-5} - 10^{-4} , що можна порівняти з концентрацією вакансій в точці плавлення. Таким чином, в нашому випадку ($\epsilon \approx 6$) слід очікувати, що ступінь пересичення матеріалу вакансіями може бути досить значним. Другий чинник пов'язаний із залежністю коефіцієнта дифузії від прикладеного гідростатичного тиску. В умовах використовуваної схеми деформації тиск, що діє на зразок, що не гідростатичний. При зовнішньому тиску 5 ГПа відповідна компонента кульового тензора деформації складе $\sim 1,7$ ГПа. Такий гідростатичний тиск призведе до зменшення коефіцієнта дифузії не більше ніж на порядок.

Для опису зміни механічних властивостей сплавів в результаті впливу ВПС була виміряна їх мікротвердість. Для всіх трьох груп сплавів в початковому стані величина мікротвердості зростає з ростом вмісту Mg або Zn. Оскільки в недеформованих зразках спостерігалися низька щільність дислокацій (10^{10} м^{-2}) і велика величина зерна (близько 500 мкм, що свідомо більше розміру відбитка індентора), виміряна величина відповідає твердості

пересиченого твердого розчину і зростання мікротвердості пов'язане з явищем твердорастворного зміцнення. Твердість деформованих сплавів Al-Mg і Al-Mg-Zn трохи зростає зі збільшенням концентрації Mg і Zn, що також пояснюється твердорозчинним зміцненням. Деформація цих сплавів призводить до невеликого зниження мікротвердості. Більш істотне падіння величини мікротвердості в результаті деформації спостерігається в сплавах Al-Zn. Тут слід зазначити, що величина відбитка перевищує розмір зерна в деформованих сплавах. Величина H для них визначається як внеском від твердорастворного зміцнення, так і від величини зерна (співвідношення Холла-Петча) і від наклепу.

Досить незвичайна поведінка сплавів, коли при деформації замість зміцнення матеріалу спостерігається падіння його міцності, можна пояснити з урахуванням описаних вище структурних змін. Дійсно, ґрунтуючись на співвідношенні Холла-Петча, слід було б очікувати зміцнення матеріалу внаслідок значного подрібнення структури. Однак крім зменшення розміру зерна, в результаті деформації відбувається розпад пересиченого твердого розчину, коли всі надлишкові домішки (як у випадку сплавів Al-Zn) або її частини (сплави Al-Mg і Al-Mg-Zn) йдуть з нього. Вплив ефекту Холла-Петча в чистому вигляді на твердість матеріалу спостерігалось для сплаву Al – 30 % Zn з різним ступенем деформації (рис. 1.4). Дійсно, для цих зразків ступінь пересичення твердого розчину приблизно однакова.

Величини щільності дислокацій для всіх чотирьох станів також приблизно рівні, і відмінність в твердості матеріалу визначається лише розміром зерна. В результаті того, що ефект знеміцнення, пов'язаний з розпадом перенасиченого твердого розчину, переважає над зміцненням, викликаним зменшенням розміру зерна і зростанням щільності дислокацій, спостерігається зменшення міцності матеріалу при деформації. Більш повільний розпад твердого розчину для сплавів, що містять Mg, пояснює, чому разупрочнение в цих сплавах виражено в меншій мірі.

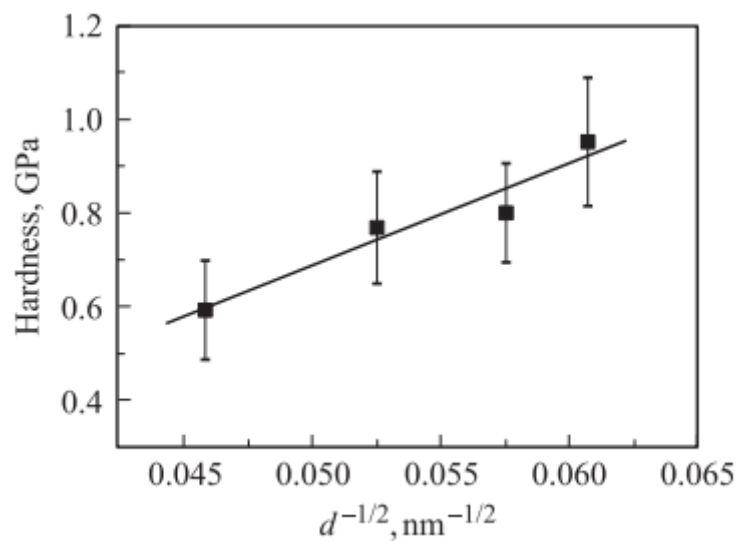


Рисунок 1.4 – Залежність Холла-Петча для сплаву Al – 30% Zn з різним ступенем деформації [21]

Автор [22] досліджував питання гарячедеформованих порошкових матеріалів систем Al-Si та Al-Si-C. Для дослідження було обрано порошок з розміром менше 26 мкм. Використання просвічуючого електронного мікроскопу показало неоднорідну, дисперсну структуру.

Розміри отриманого зерна залежали від розміру використаного порошку і тому мають деяку варіативність. Отже, зерна первинного та евтектичного Si – від 100 нм до 200 нм, а зерна α -Al в діапазоні від 150 нм до 600 нм.

В ході визначення міцності та відносного видовження в напрямку екструзії (при кімнатній температурі) показують, що збільшення вмісту Fe і використання порошку призводить до збільшення міцності ГДПМ, при розмірі частинок менше 26 мкм. Якщо вміст Fe становить 5 % по масі, то збільшується міцність сплаву ($\sigma_b = 359$ МПа) у поєднанні з низьким відносним видовженням ($\delta = 4,3$ %). Збільшення межі міцності на розрив системи Al-Si може бути забезпечено шляхом маніпулювання розміром зерен Si. Випробовування на зносостійкість показали, що гарячедеформовані порошкові матеріали на основі порошку з сплаву $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}$, який характеризується дисперсними включеннями первинного Si і інтерметалідів

системи Al-Fe-Si, має високу зносостійкість на всьому діапазоні зміни швидкості ковзання через високі міцнісні характеристики.

В роботі [23] було досліджено механічні властивості, фазовий і хімічний склад нанопорошків, які були отримані в ході спільного електричного вибуху провідників з різних металів, зокрема Cu-Al, Fe-Al та Cu-Ni.

Згідно з даними електронної мікроскопії частинки нанопорошків мають сферичну або сферичну з легк огранюванням форму. Дисперсність порошків знаходиться в межах від 0,02 мкм до 1 мкм. У системі Cu-Al доля міді склала 31 %, а алюміній 69 % відповідно.

Рентгенівський фазовий аналіз продуктів ЕВП зі сплавів Cu-Ni з різним вмістом компонентів показав, що частинки містять одну фазу - інтерметаліди складу $\text{Cu}_{3,8}\text{Ni}$. Співвідношення Cu та Ni в поверхневих і приповерхневих шарах змінюється, причому для частинок, отриманих зі сплавів Cu-Ni (6 %) і Cu-Ni (12 %) вміст нікелю збільшилася, а для сплавів Cu-Ni (23 %) і Cu-Ni (45 %) співвідношення Cu та Ni зменшилася. При співвідношенні Cu : Ni ~ 4 : 1, як в інтерметалідах, склад поверхні буде відповідати даним рентгенівського фазового аналізу нанопорошків і співвідношенню Cu та Ni в вихідному провіднику. При утворенні інтерметаліда і при збагаченні або збідненні поверхневих шарів нікелю надлишковою кількістю міді, ймовірно, вони знаходяться в центрі часток, і рентгенівське випромінювання після дифракції поглинається зовнішнім шаром інтерметаліду.

Відповідно до рентгенофазового аналізу, фазовий склад продуктів ЕВП залізних і алюмінієвих провідників достатньо складний і змінюється при окисленні на повітрі, що ускладнює віднесення рефлексів на рентгенограмах до конкретних фаз. Імовірно, що в продуктах ЕВП присутні декілька інтерметалідів: FeAl, FeAl₃, Fe₂Al₅, які на повітрі окиснюються уже при кімнатній температурі. Згідно даних електронної мікроскопії, частинки інтерметалідів мають сферичну форму, сильно агломеровані.

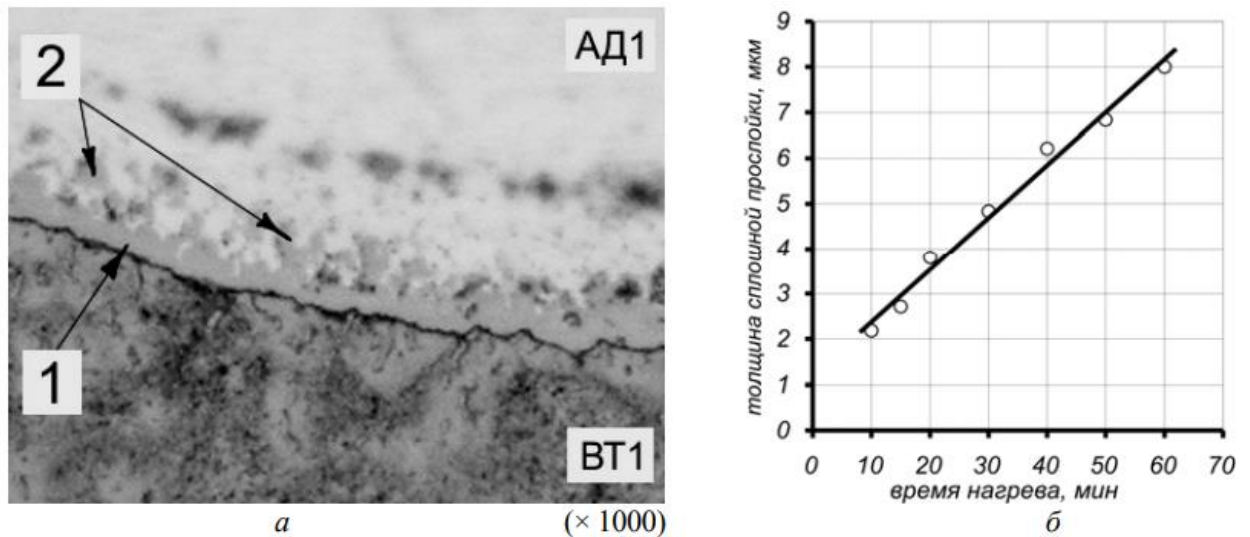
Встановлено, що найбільший вихід інтерметалідів спостерігається при максимальному перемішуванні компонентів – первинних продуктів

електричного вибуху, яке забезпечується при тісному контакті провідників, що вибухають. Тому раціонально для отримання нанопорошків за допомогою електричного вибуху використовувати біметалічні провідники і їх сплави. Для пар металів збільшення введеної в провідник енергії і енергії дугової стадії розряду сприяє росту виходу інтерметалідів.

Автори [24] досліджували структурний та фазовий склад титано-алюмінієвих композитів, зміцнених частинками інтерметалідів.

В початковій стадії титан мало взаємодіяв з розплавом алюмінію, атоми малоактивно переходили через оксидну плівку. Після 10 хвилин нагріву було виявлено лише інтерметалідний прошарок товщиною $\delta \approx 2$ мкм. Проте були локальні збільшення до 12 мкм на ділянках з розривом шару (рис. 1.5, а). Після 30 хвилин нагріву середня товщина зросла до 8 мкм практично за лінійним законом (рис. 1.5, б). Також було виявлено окремі скупчення інтерметалідних частинок, які утворилися та кристалізувалися на глибині 20 мкм – 50 мкм в зоні мікродефектів оксидних плівок, на алюмінієвому шарі. Близькість залежності до лінійної пояснювалася зв'язком потовщення шару інтерметаліду з протіканням двох процесів: реакцій на кордоні «інтерметаліди – чистий метал» і дифузійного транспорту атомів до відповідних кордонів.

По межах зерен алюмінієвого розплаву розташовані дрібні і витягнуті інтерметалідні частинки розмірами 3 мкм і 20 мкм (об'ємний вміст 9 %). Збільшення обсягу зони твердих розчинів і інтерметалідів в титані, розташованих між плівкою оксиду і чистим металом, призводило до розриву і дроблення окисної плівки на кордоні «алюміній-титан», збільшенню швидкості дифузії і підвищенню концентрації титану в розплаві алюмінію.



а) Зображення поперечного перерізу зразка, б) зміна товщини шару з часом нагріву, 1 – суцільний інтерметалідний прошарок, 2 – окремі частинки інтерметалідів в алюмінії

Рисунок 1.5 – Структура і кінетика росту суцільного прошарку на границі Ti-Al [24]

Тому на «стадії росту», першими ознаками якого є локальні ділянки проникнення інтерметалідного прошарку в титан глибиною 10 мкм - 25 мкм, в десятки разів збільшувалася швидкість зростання товщини дифузійного шару в порівнянні з «початковою стадією» через інтенсифікацію реакції утворення суцільної прошарку інтерметалідів на кордоні з титаном, руйнування її і виділення окремих округлих частинок в розплав. Руйнуванню суцільного інтерметалідного прошарку сприяє різниця в об'ємах вихідного титану і інтерметалідного прошарку, а також капілярний тиск рідкої фази, кут змочування якої менше 90° .

Після 2 год відпалу при 750°C локальні ділянки підвищеної концентрації інтерметалідів в розплаві, що проникли на глибину до (50-70) мкм, утворили спільний дифузійний шар, заповнений дисперсними інтерметалідними частинками при їх середньому об'ємному вмісті $V_{об} = 85\%$.

За дифузійним шаром розташовувався шар твердого розчину на основі алюмінію з надлишковими виділеннями інтерметаліда по межах зерен.

Розвиток дифузійної взаємодії титану з рідким алюмінієм на «стадії росту» призвів до збільшення товщини шару, що містить дисперсні інтерметаллідні частки з незмінним середнім об'ємним вмістом (близько (85-90) %). Значна товщина шару розплаву не дозволила навіть після 18 год перейти до «стадії насичення», що починається після заповнення всього обсягу розплаву алюмінію інтерметаллідними частинками і полягає в збільшенні об'ємного вмісту дисперсної фази в інтерметаллідних шарах.

Варіювання температури і часу відпалу дозволило вивчити структуру, яка формується як на стадії росту, так і на стадії насичення. Після відпалу при 675 °C протягом 6 год («стадія росту») металографічно виявлялися зерна інтерметаліда (82 %) з прошарками твердого розчину на основі алюмінію, а на дифрактограмі виявлені рефлекси тільки інтерметаліда TiAl_3 і $\text{Al}(\text{Ti})$. Перехід до стадії насичення при відпалі протягом 4 год при 700 °C призвів до зникнення рефлексів твердого розчину титану в алюмінії, але нових інтерметаллідних фаз, крім TiAl_3 , не утворювалося. Збільшення тривалості термічної обробки при 700 °C змінювало фазовий склад шару, зміцненого частинками інтерметаліда. При підвищенні температури відпалу до 750 °C, вже на «стадії росту» (після 2 год), з'явилися, крім дифракційних максимумів TiAl_3 і $\text{Al}(\text{Ti})$, дуже слабкі рефлекси ще одного інтерметаліда – TiAl , що не зникали при збільшенні тривалості термообробки до 4 год.

Крім традиційних методів поверхневої пластичної деформації, які успішно застосовуються, слід відмітити як перспективний і метод ультразвукової ударної обробки (УЗУО), що активно розвивається в останні роки [28].

Перевагою методу у порівнянні з нанесенням покриттів є відсутність проблеми формування плавного переходу мікроструктури і властивостей між поверхневим шаром і об'ємом матеріалу. Тобто відсутня проблема адгезії, яка є важливим фактором експлуатаційних властивостей захисних покриттів. Крім

того, механізм нанокристалізації не пов'язаний зі зміною хімічного складу вихідного матеріалу. В деяких випадках після ППД можливий в поверхневому шарі не тільки процес подрібнення зерна, але і формування нового фазового складу, що сприяє зміцненню даного шару [19].

Інтерес до використання УЗУО зумовлений перевагами обробки, малими габаритами, простотою у використанні, високою потужністю, хорошим контролем параметрів обробки, економічною доцільністю, безпекою, а також широким спектром практичних застосувань [29, 30].

Результати випробувань [31] показали, що УЗУО підвищує втомні характеристики всіх оброблених деталей за рахунок поліпшення зварного шва. Відбувається зміна мікроструктури і формування стискаючих залишкових напружень в обробленому зварному шві. Обробка ефективно підвищила поріг росту втомних тріщин і межу втоми. Поліпшення втомної міцності через УЗУО [32] коливається від $\sim 120\%$ для зразків з високоміцної сталі до $\sim 80\%$ для алюмінієвих зразків у порівнянні з вихідним станом. В роботі [33] УЗУО порівнюється з іншими методами, що сприяють підвищенню втомної довговічності. Показано, що при правильному виборі умов, УЗУО може забезпечити краще поліпшення втомної довговічності.

Новизна методу полягала в тому, що вперше реалізований спосіб передачі і трансформації енергії ультразвуку виробу, що оброблюється за допомогою переміщення уздовж осі коливальної системи стрижневих ударних елементів (індентору) з малою (щодо несучої частоти стохастичного ударного імпульсу) хвильовою довжиною.

Розробка технології УЗУО була спрямована на підвищення ресурсу, опору втоми, корозійно-втомної міцності, зменшення залишкових зварювальних напружень і деформацій корпусних конструкцій [34]. Найчастіше використовується контактнo-зсувна схема УЗУО на повітрі.

Автори [35] досліджують зміну мікротвердості сплаву Д16 під дією УЗУО. Застосувавши УЗУО за умов квазігiдростатичного стиснення зразка, вони збільшили тривалість обробки до 260 с порівняно із контактнo-зсувною

схемою навантаження. Внаслідок чого під дією УЗУО на повітрі виявлено ефект циклічного характеру зміни мікротвердості поверхні сплаву Д16, що проявляється у чіткому чергуванні стадій – за стадією зміцнення йде стадія пластифікації. При збільшенні тривалості впливу перехід від стадії до стадії достатньо різкий і більш розмитий при збільшенні амплітуди.

За тривалості обробки $\tau = 200$ с досягається значення мікротвердості 12 ГПа, ефект зміцнення становить ~ 600 %. Зі збільшенням тривалості УЗУО до 80 с концентрація кисню на поверхні та за глибиною приповерхневого шару наближується до 60 ат. %, електричний опір поверхневого шару поступово зростає. Таким чином, однією з причин зміцнення поверхні сплаву Д16 стає процес механохімічного окиснення під дією інтенсивної пластичної деформації на повітрі.

Максимальна товщина модифікованого шару після УЗУО досягає 140 мкм. Застосування УЗУО дає можливість зміцнювати поверхневий шар зразків, які піддані попередній термічній обробці. Ефект такого додаткового зміцнення перевищує ефект штучного старіння у кілька разів.

УЗУО також сприяє виділенню нанорозмірних преципітатів зміцнювальної S' -фази Al_2CuMg , яка когерентна з матрицею. Відомо, що формування таких нанорозмірних преципітатів може не тільки компенсувати падіння міцності за рахунок росту зерна, але й підвищувати міцність більше ніж на 10 %. Кількість S' -фази зростає зі збільшенням тривалості обробки до 200 с приблизно у сім разів.

Ефект механохімічної взаємодії кисню повітря з поверхнею сплаву Д16 дає можливість за умов УЗУО одночасно із низько-температурними процесами деформаційного наноструктурування синтезувати міцні (до 12 ГПа) оксидні покриття товщиною кілька десятків мікрометрів.

У роботі [36] найбільше зростання мікротвердості ($H_v = 195,6$ кгс/мм²) відбувається при амплітуді ультразвукового перетворювача $A = 13,9$ мкм і тривалості обробки 60 с. У цьому випадку після УЗУО ефект зміцнення становить 91 %. Для малих часів ультразвукової дії характерним є істотне

збільшення мікротвердості (ефект зміцнення), а для більш тривалої обробки — значне зниження мікротвердості (ефект знеміцнення). Зміцнення матеріалу на початкових стадіях деформації можна пояснити процесом подрібнення зерен і формуванням стійких сильно розорієнтованих комірчастих структур. При збільшенні ступеня деформації знеміцнення сплаву зумовлено процесами розпаду пересиченого твердого розчину на основі алюмінію і розчинення зміцнювальних дисперсних вторинних фаз.

У роботі [37] методами рентгеноструктурного аналізу і трансмісійної електронної мікроскопії досліджено особливості структури поверхневих шарів алюмінію після ультразвукової ударної обробки (УЗУО) з дисперсним порошком Ті. Показано, що УЗУО за контактної-зсувної схемою веде до істотного перерозподілу текстурних складових в поверхневому шарі (до глибини 90 мкм) з переважним розташуванням у площині (110) паралельно до обробленої поверхні. Отримано безпористий композитний шар товщиною до 50 мкм, в якому частинки Ті розміром 0,05 мкм - 0,9 мкм рівномірно розподілені в матриці Al і міцно пов'язані з нею, очевидно, за рахунок формування на кордоні розділу частинка-матриця плівки Ti_3Al .

Дослідження [38] показало, що досить товсті підповерхневі композиційні шари ((~40-50) мкм) можна сформувати в сплаві Al-6Mg з використанням процесу УЗУО. Шари, що утворені, містять квазікристалічні частинки, що рівномірно розподілені і щільно з'єднані з матрицею. Об'ємні фракції частинок квазікристалів були 0,09 і 0,22 відповідно. Характеристика шарів композиту може бути зведена до наступних висновків.

Процес УЗУО без зміцнення обумовлює деяке збільшення додаткової твердості (до 1,13 ГПа), у той час як зразки з дрібнодисперсними квазікристалами Al-6Mg–УЗУО і грубими квазікристалами Al-6Mg–УЗУО мають вдвічі вищу величину мікротвердості відносно початкового стану (0,84 ГПа): 1,91 ГПа і 1,78 ГПа відповідно. Ця відмінність пов'язана з наступними мікроструктурними характеристиками композитних шарів: збільшення щільності дислокацій і формування дислокаційних субграниць

спостерігається також в УЗУО обробленому сплаві, подрібнення зерна і зміцнення дисперсії (з дрібнодисперсними квазікристалічними частинками).

В порівнянні з необробленим сплавом, формування зміцнюючих поверхневих шарів з квазікристалічними частинками призводить до різної поведінки зносу. На відміну дрібних квазікристалічних частинок, які сприяють підвищенню зносостійкості, великі частки квазікристалів погіршують зносостійкість через їх схильність до фрагментації в процесі виготовлення та / або тестів на знос. Шкідливий вплив процесу фрагментації можна усунути шляхом збільшення часу обробки УЗУО та / або температури, що дозволить зробити тісні міжфазні зчеплення матриці і новостворених поверхонь квазікристалічних фрагментів.

Автори [38] прийшли до висновку, що зміцнення Al-6Mg сплаву з частинками субмікронних квазікристалів за допомогою УЗУО може поліпшити зносостійкість в приповерхневих шарах, коли досягаються такі особливості мікроструктури: щільне поверхнєве склеювання матриці і однорідне дисперсне посилення квазікристалів, дрібнозерниста мікроструктура і високі стискаючі залишкові напруги в поверхневому шарі.

1.2 Електроіскрове легування та його вплив на структуру і властивості металів

Проблема підвищення експлуатаційних властивостей (зносостійкості, жаростійкості, корозійної стійкості) деталей машин, приладів методами приповерхневого легування і зміцнення набуває все більшої актуальності. В даний час існують різні методи поверхневого зміцнення і легування, кожен з яких має свої оптимальні області застосування. Метод електроіскрового легування дозволяє отримувати високу міцність зчеплення легованого шару і матеріалу основи, можливості нанесення на поверхню будь-яких струмопровідних матеріалів, в тому числі тугоплавких металів і сполук. Низька енергоємність процесу, простота виконання технологічних операцій.

Метод електроіскрового легування дозволяє вирішувати наступні технологічні завдання:

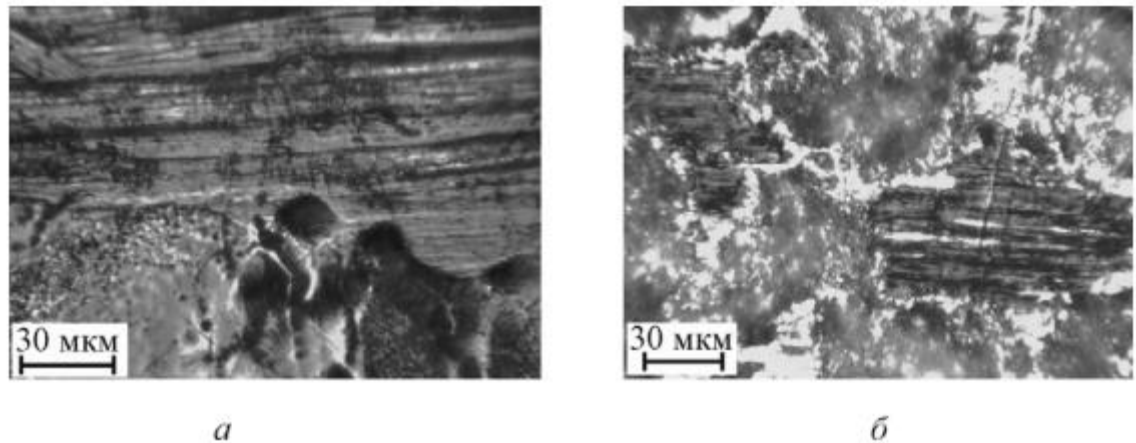
- 1) зміцнити приповерхневі шари широко вживаних конструкційних матеріалів на основі заліза, титану, алюмінію шляхом нанесення на поверхню металів, твердих сплавів та надтвердих матеріалів;
- 2) варіювати в заданому напрямку хімічний і фазовий склад поверхні шляхом легування металами, інтерметалідами, сполуками з метою підвищення корозійної стійкості, зносостійкості, теплофізичних та інших властивостей.

Отримання легованого шару з заданим хімічним та фазовим складом, структурою і властивостями пов'язане з тривалими експериментами по визначенню і вибору оптимальних режимів обробки, матеріалу легуючого електрода.

В роботі [39] було досліджено методи підвищення жаростійкості методами електроіскрового легування Ti та його сплавів. Було виявлено, що використання ЕІЛ дозволяє формувати покриття, що підвищують жаростійкість титанових сплавів в 20 і більше разів. Таке значне збільшення стійкості до окислення (мається на увазі процес ЕІЛ на повітрі) обумовлено перш за все вибором електродних матеріалів (електродної пари анод-катод), при взаємодії між собою і з елементами міжелектродного середовища в процесі ЕІЛ синтезуються високотемпературні фази і структури.

В цьому плані оптимальні результати були отримані при використанні Al, інтерметаліда NiAl, комбінованих шарів Cr + Al, Ni + Al, а також тугоплавких сполук (рис 1.6). В ряду ранжування по підвищенню жаростійкості на першому місці стоїть Al. У той же час цей матеріал технологічно зручний для виготовлення простих і складних профільованих анодів (дротяних, стрижневих, дискових і т.п.). Природно, виникає питання про можливість використання електродної пари Ti-Al для формування високотемпературних захисних шарів на інших матеріалах. У цьому випадку, очевидно, ефект захисту додатково буде залежати як від взаємодії в зоні розряду електродних матеріалів Ti-Al між собою і з елементами

міжелектродного середовища, так і від їх особливостей при взаємодії з матеріалом підкладки.



а) зразок легований Cr, б) зразок легований Ni

Рисунок 1.6 – Мікроструктура зразків після ЕІЛ [39]

Вельми показовою в цьому напрямку є робота [31]. Вона присвячена підвищенню працездатності інструменту з вольфрамовмісних твердих сплавів електроіскровим легуванням металами і боридами. Таке питання виникло через зростання вартості вольфрамової та кобальтової сировини, появи нових важкооброблюваних матеріалів, збільшення продуктивності обробки при посиленні умов різання. Одне з основних напрямків у вирішенні цієї проблеми є поверхневе зміцнення. З урахуванням двох останніх технологічних факторів – підвищення продуктивності і жорсткості умов різання, що призводять до суттєвого підвищення температури в зоні обробки, виникла необхідність використовувати жаростійкі покриття. В роботі [31] було виявлено можливість формування таких покриттів на зразках при ЕІЛ анодами з Al та Ti. Обробка зразків проводилася на установках «Корона-0101» і «ИМЭИ-0102А».

При нагріванні ВТС та окремих її компонентів (Co, W, WC, TiC) до 1000 °C зі швидкістю 20 °C/хв відзначена величина питомого приросту їх маси. Найбільше значення маси встановлено для WC, найменше - для TiC. Для зразків з ЕІЛ-покриттям найменше значення маси характерно для Ti / BK8

групи ВК і Al / Ti5K6 для групи ТК. Аналіз даних показав, що максимальна стійкість до окислення відповідає системам Ti (Al), які мають високі значення коефіцієнта масопереносу при ЕІЛ і дозволяють формувати практично суцільні покриття в середньому при ЕІЛ окремо Al і Ti в 15 разів. ЕІЛ двома послідовними шарами Al + Ti твердого сплаву T15K10 отримано підвищення жаростійкості більш ніж в 40 разів.

Автори [40] досліджували зносостійкість та антифрикційні властивості покриттів нанесених за допомогою ЕІЛ для титанових сплавів. Найкращі антифрикційні властивості досягаються при нанесенні ЕІЛ антифрикційних покриттів з бронз, міді, срібла, олова. При терті без масла для цих покриттів характерна падаюча залежність коефіцієнта тертя від величини нормального навантаження, причому при малих номінальних контактних тисках значення коефіцієнта тертя значно вище, ніж для поверхонь, оброблених даними методом тугоплавкими елементами. В умовах граничного тертя значення більшості перерахованих антифрикційних покриттів не перевищують 0,1.

Авторами [41] досліджено ерозію катода в залежності від режиму ЕІЛ обробки. Формування легованого шару здійснювалося на типовий механізований установці з обертовим торцевим електродом «Елітрон-101», з дискретною тривалістю (10, 20, 40, 60, 80) мкс. Склад матеріалів електродів включав сплав ВК8 з добавкою нанопорошків Al_2O_3 .

Ефективність процесу ЕІЛ залежить від обсягу, гранулометричного і фазового складу матеріалу, що виноситься з ерозійної лунки анода під впливом електричного розряду і осідає на поверхні оброблюваної деталі - катода. Очевидно, що величина приросту катода істотно обумовлюється ерозійними властивостями електродних матеріалів. З цією метою в роботі [41] були вивчені часові залежності питомої і сумарної ерозії анода в процесі легування стали 35 електродами – ВК8 + 1 % Al_2O_3 і ВК8 + 5 % Al_2O_3 на частоті 400 Гц. Характер змін питомої і сумарної ерозії від часу легування Δ_a , $\Sigma\Delta_a = f(t)$ і тривалості імпульсів для електродного матеріалу на основі карбіду вольфраму з добавкою нанопорошку оксиду алюмінію однаковий.

У разі «грубого» легування (струм від 160 А до 225 А) залежність сумарної ерозії матеріалу анода від тривалості електричних імпульсів приблизно можна прийняти лінійною. Зі збільшенням тривалості імпульсів ерозія зростала. Мінімальна сумарна ерозія анода з 1 % і 5 % добавкою Al_2O_3 спостерігалася при тривалості імпульсів 20 мкс і 10 мкс відповідно, тоді як вже при тривалості 80 мкс ерозія була максимальною. Питома ерозія змінювалася циклічно, що, може бути обумовлено утворенням на поверхні електроду стійкої вторинної структури, яка знижує як ерозію, так і приріст катода. Це означає, що для досліджуваних матеріалів і режимів обробки не дотримується правило адитивності: сумарна ерозія ($\Sigma\Delta_a$) матеріалів електродів виявляється нерівній сумі ерозійних ефектів одиничних імпульсів.

Зі збільшенням тривалості імпульсів сумарний масоперенос аж до часу крихкого руйнування з ростом добавок Al_2O_3 зменшувався: при 1 % вмісті добавки його величина змінилася з $3,26 \text{ см}^3$ до $14,75 \text{ см}^3$, тоді як при 5 % з $3,92 \text{ см}^3$ до $11,54 \text{ см}^3$. Відзначалося також збільшення сумарного масоперенесення і ерозії з ростом тривалості імпульсів. Так, при тривалості 80 мкс і 20 мкс спостерігалася їх зростання: при додаванні 1 % нанопорошку Al_2O_3 в 4 рази, а при додаванні 5 % Al_2O_3 - в 3 рази, відповідно. Ефективність процесу формування легованого шару для сплаву ВК8 (на оптимальної тривалості імпульсів 60 мкс) в порівнянні з її величиною при тривалості 20 мкс (додаванню 1 % нанопорошку Al_2O_3) знизилася більш ніж в 3 рази.

1.3 Висновки до розділу 1

В результаті опрацювання літературних джерел, в яких розглянуто наслідки впливу інтенсивної пластичної деформації та електроіскрової обробки на механічні характеристики і структуру алюмінію та його сплавів у різних середовищах, можна зробити наступні висновки:

1. Методи УЗУО та ЕІЛ дозволяє позитивно впливати на структуру, підвищення ресурсу, механічні, фізико-хімічні та інші властивості легких конструкційних сплавів;

2. Великий інтерес становить дослідження можливостей застосування різних режимів УЗУО для досягнення високоміцних станів поверхневих шарів сплаву АМг6;

3. Після УЗУО спостерігається локальна неоднорідність не тільки структури, але й фазового складу сформованого покриття, тому більш доцільним є застосування комбінованих методів обробки.

2. МЕТОДИКА ТА МАТЕРІАЛИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Характеристика об'єкту дослідження, діаграма фазової рівноваги системи Al-Mg

Сплави алюмінію з магнієм іменуються Магналії. У марках цих сталей містяться від 0,4 % до 6,3 % магнію, а також кремній, залізо, мідь. АМгб - це магналії високої пластичності, але середньої міцності. Він має гарну корозійну стійкість, хорошою оброблюваністю різанням і добре обробляється тиском. Однак, в ряду інших широко відомих магналиев цей сплав займає перше місце по міцності і твердості, але останнє місце по корозійній стійкості і останнє місце по пластичним властивостям. Хоча він добре зварюється, але зварений шов АМгб більш пористий ніж у того ж АМг3 і часто вимагає додаткової обробки. Це один з найлегших сплавів алюмінію з щільністю 2,65 г/см³. Маркування магналіїв включає літери А – алюміній та Мг – магній. Цифра позначає вміст магнію у відсотках. Хімічний склад основних магналіїв наведений в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад та механічні властивості сплавів системи Al- Mg [42]

Марка сплаву	Хімічний склад, %				Механічні властивості		
	Al	Mg	Mn	Ti	Бв, МПа	Б _{0,2} , МПа	δ, %
АМг	Основа	—	1,3	—	130	50	23
АМг1	Основа	0,5	—	—	150	70	32
АМг2	Основа	1,8	0,2	—	200	100	23
АМг5	Основа	5,0	0,6	0,6	320	150	20
АМг6	Основа	6,0	0,8	0,1	340	170	20

Додаткове введення марганцю від 0,2 % до 0,8 % підвищує міцнісні характеристики сплаву. Титан використовується в якості модифікатора

зеренної структури в злитках безперервного лиття, в зварних швах, зменшуючи тим самим схильність сплавів до кристалізаційного розтріскування при литті та при аргонодуговому зварюванні. Якщо вміст магнію в сплаві перевищує 5 %, то до складу вводять добавку берилію, призначення якого – оберігати алюмінієвий розплав від інтенсивного окислення під час плавки і лиття, в процесі зварювання напівфабрикатів, при гарячій обробці тиском.

Залежно від вмісту магнію, магналії ділять на деформівні (до 7 % Mg) і ливарні (5 % - 10 % Mg).

Магній підвищує міцність алюмінію. При кімнатній температурі в алюмінії розчиняється близько 1,4 % Mg (рис. 2.1). Кожен відсоток магнію підвищує міцність алюмінію приблизно на 30 МПа, але при вмісті магнію вище 6 % різко знижується корозійна стійкість, з'являється схильність до корозії під напруженням, знижується тріщиностійкість. Тому сплави з вмістом більше 6 % магнію не випускають [42].

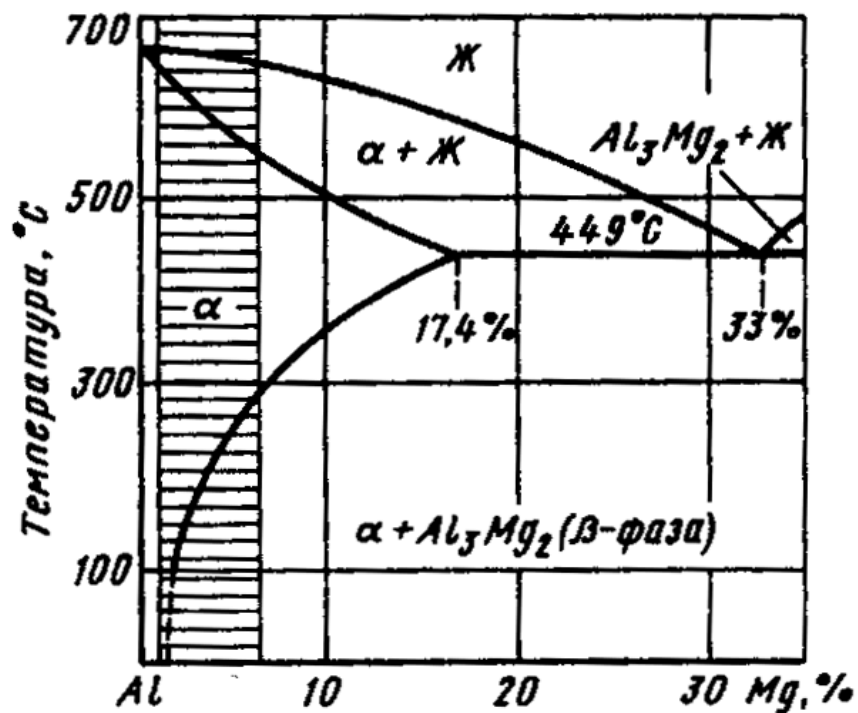
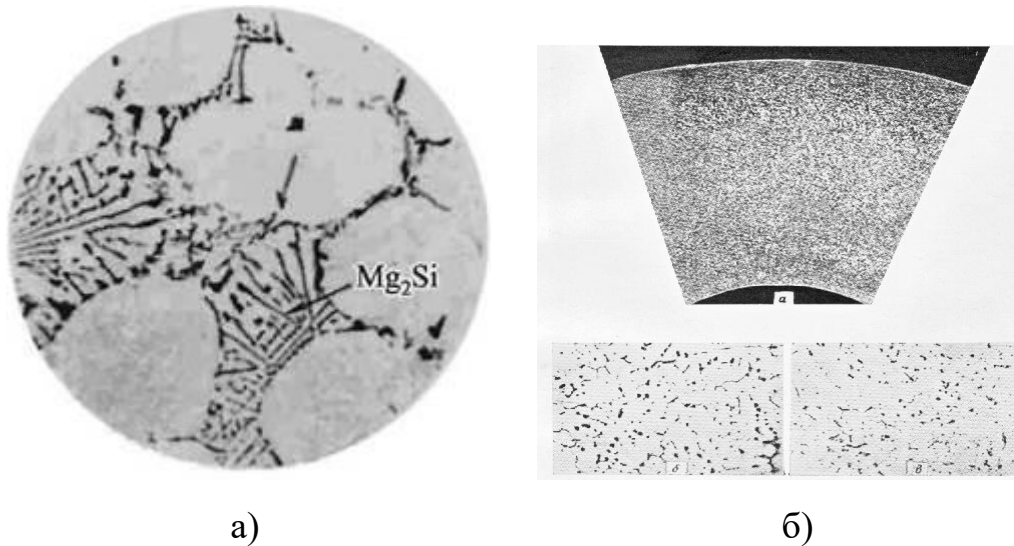


Рисунок 2.1 – Діаграма стану системи Al-Mg [42]

Магналії практично не зміцнюється при термічній обробці, зміцнення настає тільки при $Mg > 8 \%$. Сплав АМц піддається рекристалізаційному відпалу і зміцнюється холодною пластичною деформацією. Оскільки марганець підвищує температуру рекристалізації алюмінію, то температура відпалу сплаву АМц становить $450\text{ }^{\circ}\text{C} - 470\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура сплаву АМц складається з твердого розчину на основі алюмінію і частинок фази $MnAl_6$.

Напівфабрикати зі сплавів Al-Mg піддаються тільки відпалу для зняття нагартування і переведення їх у м'який відпалений стан. Крім того, відпал як холоднодеформованих, так і гарячедеформованих напівфабрикатів з вмістом магнію більше 5% підвищує їх опір хімічній корозії і корозії під напруженням. Сплави з більш низьким вмістом магнію мають високу стійкість проти будь-яких видів корозії як у відпаленому, так і в нагартваному стані. Відпал напівфабрикатів і виробів з магналіїв необхідно проводити при температурах $310\text{ }^{\circ}\text{C} - 335\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 2 годин з наступним охолодженням на повітрі. Для сплавів АМг5, АМг6, АМг61, 01570 при охолодженні після відпалу необхідно робити витримку при $250\text{ }^{\circ}\text{C} - 260\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 1 години, потім охолоджувати з нерегламентованою швидкістю.

Магналії типу АМг являють собою альфа-твердий розчин з включенням частинок другої фази. Марганець в сплавах АМг присутній в фазі $MnAl_6$, титан і цирконій перебувають в фазах $ZrAl_3$ і $TiAl_3$. Вони сприяють отриманню більш дрібнозернистої структури, зміцнюють сплави. Сплави АМг піддаються відпалу при температурі $350\text{ }^{\circ}\text{C} - 400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура сплавів наведена на рис. 2.2.



а)

б)

а) сплав АМг5К, б) сплав АМг2

Рисунок 2.2 – Мікроструктури магналій [42]

Переваги магналій полягають в поєднанні високої пластичності, корозійної стійкості з хорошою зварюваністю при задовільній міцності. Сплави АМг відрізняються високою вібраційної стійкістю, але мають низьку межу плинності. Для її підвищення сплави АМг5 і особливо АМг6 часто піддають холодній пластичній деформації до 20 % - 30 %, поки зберігається досить висока пластичність і корозійна стійкість. Деякі механічні властивості магналій наведено в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 – Механічні характеристики магналіїв [42]

Сплав	Обробка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ	σ_{-1} , МПа
АМг2М	Відпал	200	100	23	45	110
АМг2Н2	Неповний відпал	250	200	10	60	135
АМг3М	Відпал	220	110	20	50	-
АМг5М	Відпал	300	150	20	65	-
АМг6М	Відпал	350	170	20	70	130
АМг6Н	Нагартування на 20%	390	300	10	-	-
АМг6НПП	Нагартування на 30%	430	350	8	-	-

Сплави з низьким вмістом магнію (АМг1, АМг0,5) використовуються для виготовлення виробів підвищеної декоративності із високою відбивною здатністю. Сплави з 2 % - 4 % вмісту магнію (АМг2, АМг3) застосовуються в слабо навантажених зварних конструкціях, здатних працювати тривалий час в агресивному корозійному середовищі. Сплави з більш високим вмістом магнію (АМг5, АМг6) застосовуються в зварних конструкціях для виготовлення ємностей, що використовуються в тому числі і при криогенних температурах. Сплав 01570 є порівняно новим, і напівфабрикати з цього сплаву (поряд із сплавами АМг5, АМг6) застосовуються в ракетно- космічній техніці, суднобудуванні, а також для інших цілей [42].

В даній роботі досліджувався алюмінієвий сплав промислового виробництва – АМг6, склад та механічні властивості якого наведено в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 – Хімічний склад і механічні властивості сплаву АМг6 [42]

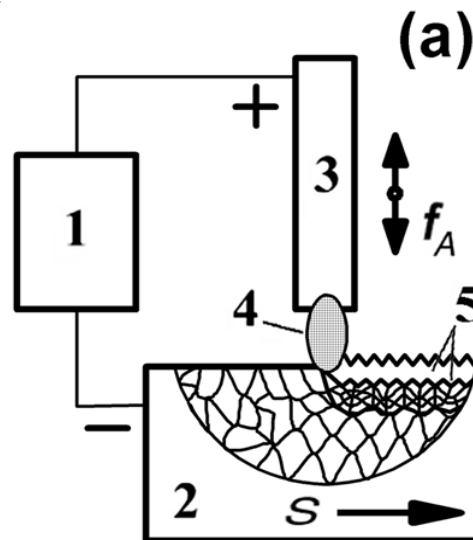
Хімічний склад (вага %)								Механічні властивості					
Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Al	E	ν	σ_Y	σ_{YH}	σ_B	H μ
5.8-6.3	0.6	0.4	0.4	0.1	0.2	0.02-0.1	bal.	70	0.3	170	280	320	840

Зразки мали циліндричну форму: висота 10 мм і діаметр 18 мм. Одержували шляхом різання з прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Після відпалу при 320 °С зразки охолоджувалися з піччю, витримувалися при 250 °С протягом 1 години, а потім охолоджувалися до кімнатної температури. У структурі спостерігаються частинки зміцнюючих фаз Al_2Mg_3 і $(Fe, Mn) Al_6$ або Mg_2Si розміром ~ 3 мкм - 5 мкм і менше 1 мкм, відповідно. Їх об'ємна частка згідно з даними електронної мікроскопії і рентгенівського аналізу не перевищує 5 %.

2.2 Легування Cu, W, Ti

ЕІЛ проводили із застосуванням стандартного промислового обладнання «Элитрон 22А» (рис. 2.3) [43] на повітрі за питомої тривалості обробки поверхні зразка – 1 хв/см^2 . Тривалість, енергія і частота проходження електричних імпульсів становили 200 мкс, 1,0 Дж і $(50 \pm 3) \text{ Гц}$, відповідно.

При періодичному вивільненні електричної енергії, накопиченої конденсатором 1, генеруються електроіскрові розряди 4 між двома електродами (катодом 2 – оброблюваним зразком і анодом 3 – матеріалом, призначеним для легування поверхні катода).



1 – генератор імпульсів, 2 – анод, 3 – зразок (катод), 4 – іскровий розряд, 5 – модифікований поверхневий шар, S – напрямок зміщення зразка,

f_A – частота коливань аноду

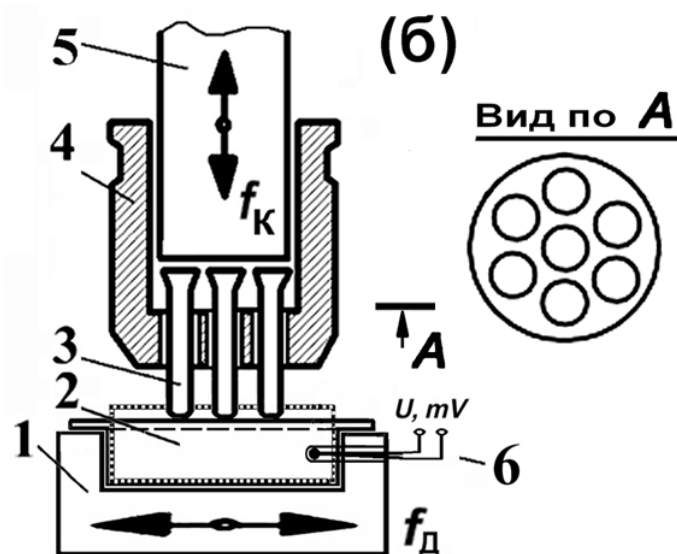
Рисунок 2.3 – Схема процесу електроіскрового легування [44]

Використовували титановий, вольфрамовий та мідний аноди у вигляді дроту діаметром 0,5 мм – 1 мм. Обраний режим обробки забезпечував товщину легованого шару в межах 25 мкм – 50 мкм. Шорсткість поверхні вимірювали на профілографі П-210. Після ЕІЛ вона склала $R_z \sim (5 - 10) \text{ мкм}$.

2.3 Методика і режими УЗУО

Ультразвукову обробку проводили на установці УЗГ-300 з семибойковою ударною голівкою, розміщеною на кінці ступеневого концентратора (рис. 2.4). Дану методику детально описано в [8, 10, 21, 22].

Установка УЗГ-300 складається з генератора потужністю 0,3 кВт і інструменту, зібраного на п'єзокерамічному перетворювачі, з семи-бойковою ударною голівкою 4, розміщеною на кінці ступеневого концентратора. При частоті коливань торця ультразвукового концентратора $\sim 21,6$ кГц бойки 3, поміщені між торцем концентратора 5 і зразком 2, здійснюють багаторазову ударну дію на поверхню зразка з більш низькою частотою від 1 кГц до 3 кГц [42, 43, 45, 46]. Циліндричні зразки розташовані в тримачі, пов'язаному з низькочастотним вібратором. Тримач в процесі УЗУО здійснює зворотно-поступальний рух в горизонтальній площині – в напрямку перпендикулярному напрямку ударних імпульсів. Така схема забезпечує наявність суттєвої зсувної складової ударного імпульсу, що сприяє зниженню шорсткості обробленої поверхні [14, 47, 45, 46]. Крім того, саме ударний характер і різнонаправленість багатократного впливу сприяють інтенсивній пластичній деформації поверхневих шарів і виникненню великої кількості дефектів в них.



1 – тримач зразка, 2 – зразок, 3 – бойки, 4 – корпус ударной головки, 5 – ультразвуковий концентратор, 6 – термопара,
 f_k та f_d – частоти концентратора і тримача зразка

Рисунок 2.4 – Схема вузлів навантаження при УЗУО [44]

УЗУО проводили протягом різного часу. Товщина модифікованих шарів в алюмінії [10-13] і сплаві АМгб [14, 47] становить ~ 50 мкм. Оптимальним вважався режим УЗУО (амплітуда $A = 15$ мкм, час $\tau = 30$ с - 60 с), при якому досягалася мінімальна шорсткість і максимальна мікротвердість поверхні зразків.

2.4 Методика дослідження

Розв'язання поставлених в роботі задач вимагало використання комплексу сучасних фізичних методів дослідження матеріалів.

2.4.1 МікродюрOMETричний аналіз

Вимірювання мікротвердості проводили за допомогою приладу ПМТ-3 за методом Віккерса. Метод ґрунтується на визначенні за допомогою мікроскопу лінійної величини діагоналі відбитку, який отримано в результаті втискання алмазної пірамідки, з кутом при вершині 136° , в досліджуваний матеріал під певним навантаженням.

Вимірювання проводилось після УЗУО та після ЕІЛ + УЗУО за різного часу обробки. Кількість вимірювань для кожного зразка – 10; потім вираховувалось середнє значення мікротвердості. Побудовано криву навантаження та визначено оптимальну величину навантаження для зразків сплаву АМгб. Навантаження на індентор дорівнювало 100 г, час витримки навантаження 10 с.

Ціна поділки барабана гвинтового окуляр-мікрометру E визначається за наступною формулою:

$$E = \frac{T \cdot Z}{A}, \quad (2.1)$$

де T – число поділок об'єкт-мікрометру,

Z – ціна поділки об'єкт-мікрометру,

A – різниця відліку окулярного мікрометру.

Значення мікротвердості Hv розраховувалось за формулою:

$$Hv = \frac{1,854P}{C^2}, \text{ ГПа}, \quad (2.2)$$

де P – навантаження в грамах,

C – діагональ відбитку.

Після УЗУО і ЕІЛ + УЗУО оцінювали ступінь зміцнення K_{hard} і інтенсивність зміцнення I_{hard} модифікованої поверхні сплаву АМг6. Ступінь зміцнення оцінювали по відношенню середнього значення мікротвердості модифікованого шару H_{μ}^{sl} до вихідної мікротвердості сплаву H_{μ}^{in} по формулі:

$$K_{\text{hard}} = H_{\mu}^{sl} / H_{\mu}^{in} \quad (2.3)$$

де H_{μ}^{sl} – значення мікротвердості модифікованого шару

H_{μ}^{in} – значення мікротвердості вихідної сплаву

Інтенсивність зміцнення в шарі розраховано за формулою:

$$I_{\text{hard}} = (H_{\mu}^{sl} - H_{\mu}^{in}) / h_{sl} \quad (2.4)$$

Для оцінки інтенсивності зміцнення I_{hard} прийняте значення товщини шару $h_{sl} = 50$ мкм, оскільки в поверхневих шарах саме такої товщини

внаслідок УЗУО різних металів і сплавів, зазвичай, спостерігається інтенсивне зменшення розмірів елементів структури з формуванням ультрадисперсних або нанорозмірних зеренних структур.

2.4.2 Рентгенівські методи дослідження

Застосовувався дифрактометр Ultima IV Rigaku. Зйомка проводилась в $\text{Cu}_{K\alpha}$ з різним часом експозиції та кроком вимірювання.

В дифрактометрі Ultima IV Rigaku застосовується схема фокусування дифракційних максимумів за Брегом – Брентано, а також застосовується геометрія зйомки з паралельним пучком. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\theta = 20^\circ - 120^\circ$, крок зйомки — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с, тривалість зйомки одного зразка — 90 хв. Застосовано дві геометрії зйомки за Брегом–Брентано та «ковзного променя». За використання геометрії «ковзного променя» кут падіння рентгенівського випромінювання становив 3° .

Якісний фазовий аналіз призначений для встановлення фаз, які присутні в зразку, а кількісний – визначення їх відсоткового вмісту. Умовою дифракції рентгенівських променів на кристалічній ґратці є умова Вульфа – Бреґа:

$$2d\sin\theta = n\lambda, \quad (2.5)$$

де d – міжплощинна відстань, властива даній фазі, Å;

θ – кут дифракції рентгенівського променя даною системою атомних площин;

λ – довжина хвилі випромінювання монохроматичних рентгенівських променів, падаючих на кристал, Å ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,5408$ Å);

n – порядок дифракційного максимуму (будь-яке ціле число) [48].

Інтегральна інтенсивність рефлексу I_{hkl} , отриманого від площини з індексами (hkl) в n – му порядку «відбиття», причому $H = nh$, $K = nk$, $L = nl$,

визначається наступним чином:

$$I_{hkl} = C \cdot L(\theta) \cdot |F_{hkl}|^2 \cdot P_{hkl} \cdot e^{-2M} \cdot A(\theta), \quad (2.6)$$

де C – спільний для всіх ліній дифрактограми множник, залежний від довжини хвилі випромінювання;

$|F_{hkl}|^2$ – структурний фактор.

$$F_{HKL} = \sum_{j=1}^N f_j \cdot e^{2\pi i(Hx_j + Ky_j + Lz_j)}, \quad (2.7)$$

де f_j – атомна амплітуда розсіяння, залежить від порядкового номера елементу;

x_j, y_j, z_j – координати базисних атомів;

F_{HKL} – чинник повторюваності, що враховує число еквівалентних площин, що дає одну і ту ж дифракційну лінію. Він залежить від типу кристалічної ґратки і сорту площини;

e^{-2M} – температурний чинник;

$A(\theta)$ – чинник поглинання (залежить від досліджуваної речовини, довжини хвилі випромінювання і методу зйомки).

Інтенсивність рефлексу залежить, крім вказаних вище чинників, від режиму роботи рентгенівського апарату: струму через трубку; напруги на трубці; розміру щілин, режиму роботи лічильника квантів рентгенівського випромінювання, швидкості обертання зразка і лічильника. Інтенсивність рефлексу визначається кількістю даної фази. Якщо досліджуваний об'єкт складається з декількох фаз, то кожній фазі відповідатиме своя власна дифракційна картина [49].

2.4.3 Мікрорентгеноспектральний аналіз

Растрова електронна мікроскопія (РЕМ) – метод дослідження мікроструктури та складу поверхні твердого тіла. Цей метод ґрунтується на взаємодії сфокусованого електронного променя зі зразком, що досліджується,

і дозволяє суттєво збільшити роздільну здатність зображення поверхні твердого тіла порівняно зі світловою мікроскопією. Для отримання зображення топографії поверхні об'єктів застосовуються вторинні або відбиті електрони.

В даній роботі для дослідження мікроструктури та хімічного складу поверхні зразків використовувався растровий електронний мікроскоп TESCAN Mira 3 LMU з енергодисперсійним аналізатором (ЕДАР) OXFORD X-MAX 80 mm². В режимі зйомки поверхні зразків прискорююча напруга становила 30 кВ, збільшення складало від 10^2 до 10^4 разів.

Основними перевагами РЕМ є можливість спостерігати мікроструктуру поверхні як масивних зразків, так і тонких плівок без попередньої підготовки, висока інформативність, яка обумовлена можливістю отримання зображення, при використанні методів реєстрації. За допомогою РЕМ можна спостерігати поверхню зразка з роздільною здатністю до 3,0 нм та отримувати зображення у вторинних електронах з корисним збільшенням до 250000; вивчати структуру та топографію поверхні при пошаровому травленні [50].

Система енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу призначена для експрес-аналізу хімічного складу поверхні твердого тіла в мікрооб'ємах, з мікронним розділенням, методом реєстрації енергії та інтенсивності характеристичного випромінювання, що генерується під час бомбардування зразка сфокусованим електронним променем. Ця система являє собою спектрометр енергій рентгенівського випромінювання в діапазоні від 1 кеВ - 40 кеВ. За допомогою спектрометра здійснювався кількісний елементний аналіз як на поверхні зразків після УЗУО, так і по товщині модифікованого шару; будувалися графіки розподілу концентрацій елементів уздовж обраної лінії в напрямку від поверхні в об'єм сплаву АМг6.

2.4.4 Корозійні дослідження

Для встановлення рівня корозійних властивостей алюмінієвого сплаву АМг6 та їх зміни внаслідок проведення електроіскрового легування титаном, вольфрамом та міддю, а також ультразвукової ударної обробки було проведено додаткові корозійні дослідження за трьохелектродною схемою (рис. 2.5).

Принцип роботи даної установки полягає в тому, що потенціостат підтримує потенціал (поляризуючий струм) електрода, що досліджується на заданому рівні, незалежно від змін, що протікають в електрохімічній комірці. Підтримка потенціалу здійснюється за рахунок зміни величини струму поляризації [51].

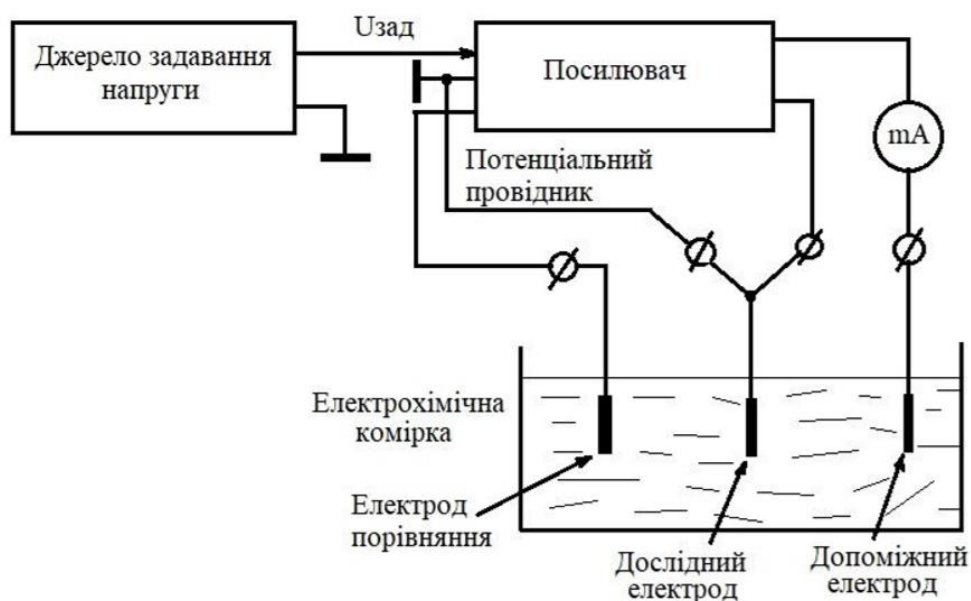


Рисунок 2.5 – Схема установки для корозійних досліджень [51]

Разом із потенціостатом використовуються електрохімічні комірки, які в свою чергу складаються із електродів робочого порівняння (по відношенню до них вимірюють потенціал робочого електрода), а також із допоміжного електрода для утворення робочого ланцюга через який відбувається проходження струму поляризації [51]. Із аналізу робочої схеми витікає, що на

один із входів посилювача подають напруження задавання, а на інший різницю потенціалів між електродами порівняння та дослідження. Вхідні напруження, що надходять в посилювач порівнюють, отримана різниця потенціалів використовується для керування вихідним струмом, за рахунок якого відбувається поляризація електрода, що досліджується до рівня встановленого на джерелі напруги задавання [51].

2.5 Висновки до розділу 2

1. Як об'єкт дослідження використано алюмінієвий сплав АМг6 та за допомогою електроіскрового легування синтезовано на його поверхні покриття на основі титану, вольфраму та міді з подальшою ультразвуковою ударною обробкою.

2. Обрано комплекс сучасних експериментальних методів фізичного матеріалознавства — мікродюрOMETричний, рентгеноструктурний та мікрорентгеноспектральний аналіз, просвічувальна електронна мікроскопія, а також випробування на корозійну стійкість, що має забезпечити отримання достовірної інформації про закономірності синтезу захисних покриттів та їх властивостей.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Підвищення мікротвердості при комбінованій обробці

Застосування комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО з використанням усіх використаних в даній роботі електродів обумовлює утворення поверхневих шарів з підвищеною мікротвердістю (рис. 3.1). При модифікуванні поверхні титановим або вольфрамовим електродами мікротвердість зростає приблизно в 2,5 рази. Легування міддю веде до більш значного зростання мікротвердості – більш ніж в 3,5 рази в порівнянні з вихідним матеріалом після термообробки. Це зміцнення значно перевищує ефект, викликаний тільки УЗУО (рис. 3.1, крива 1), яка підвищує мікротвердість поверхневого шару від 70 % до 80 % (з 840 МПа до 1420 МПа - 1530 МПа). Більш повну картину можна отримати з використанням двох додаткових характеристик зміцнення, приведених у табл. 3.1.

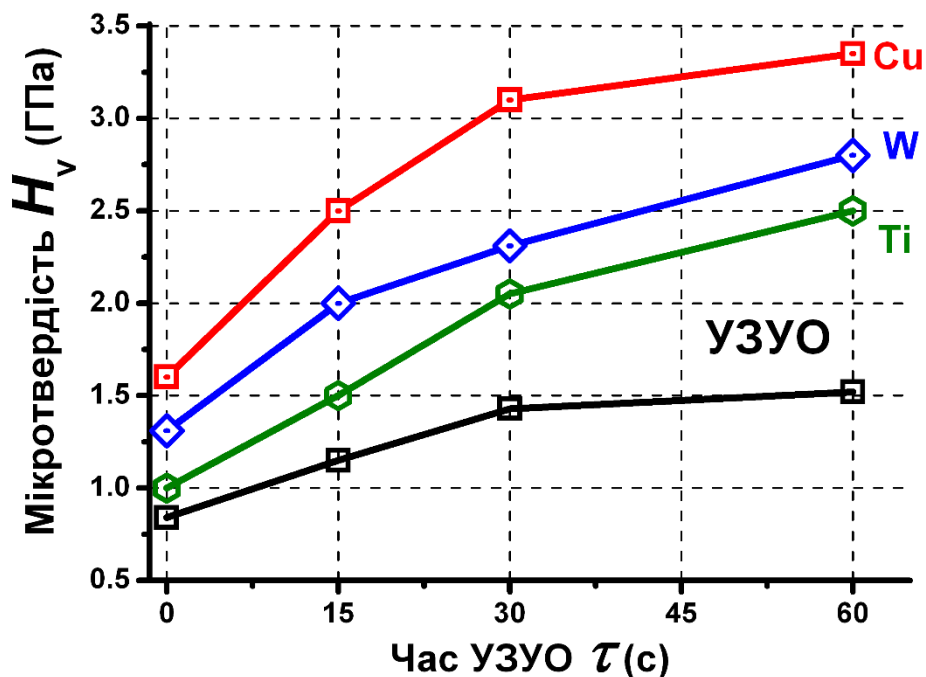


Рисунок 3.1 – Залежність мікротвердості від часу УЗУО вихідного зразка і зразка після ЕІЛ

Ступінь зміцнення K_{hard} описує зростання мікротвердості, а інтенсивність зміцнення I_{hard} є додатковим показником зміни мікротвердості в поверхневому шарі певної товщини h_{sl} . У даній роботі для оцінок інтенсивності зміцнення I_{hard} була прийнята товщина шару $h_{\text{sl}} = 50$ мкм, оскільки в поверхневих шарах саме такої товщини при УЗУО різних металів і сплавів зазвичай спостерігається інтенсивне зменшення розмірів елементів структури з формуванням ультрадисперсних або нанорозмірних зеренних структур [8]. Видно, що K_{hard} і I_{hard} зростають при збільшенні тривалості УЗУО.

Таблиця 3.1 – Властивості сплаву АМг6 після різних обробок

Матеріал (обробка)	Мікротвердість H_v , (ГПа)	Ступінь зміцненн я K_{hard}	Інтенсивність зміцнення I_{hard} , (МПа/мкм)
АМг6 (відпал)	0,84	1	0
АМг6 (УЗУО 15 с)	1,15	1,37	6,2
АМг6 (УЗУО 30 с)	1,43	1,70	11,8
АМг6 (УЗУО 60 с)	1,52	1,81	13,6
АМг6 (ЕІЛ Ti + УЗУО 30 с)	2,05	2,44	24,2
АМг6 (ЕІЛ W + УЗУО 30 с)	2,31	2,75	29,4
АМг6 (ЕІЛ Cu+ УЗУО 30 с)	3,1	3,69	45,2

Очевидно, що в разі ударної обробки без попереднього електроіскрового модифікування поверхнєве зміцнення відбувається за механізмами, які характерні для матричного сплаву: це зміцнення магнієм за рахунок інтерметалідних виділень, підвищення щільності дислокацій, а також зміцнення за рахунок зростання кількості меж розділу при формуванні субзеренної структури і появі великокутових меж. Це підтверджується даними робіт [14, 28], в яких проведено систематичні експериментальні дослідження механізмів зміцнення сплавів Al-5Mg при різних швидкостях деформації

стисненням [28] і АМг6 при УЗУО [14, 15]. В роботі [28] при моделюванні деформаційної поведінки сплаву Al-5Mg показано, що сумарне зміцнення за рахунок меж зерен і субзерен, що формуються в процесі деформації, може досягати зміцнення, обумовленого магнієм в твердому розчині і дисперсними виділеннями, викликаючи подвійне збільшення межі плинності і твердості. У сплаві АМг6 після УЗУО за допомогою ТЕМ зафіксовано утворення фрагментованої структури з дуже високою середньою щільністю дислокацій [14]. У той же час, наслідком інтенсивної пластичної деформації, що супроводжується деформаційним розігрівом при багаторазовому ударному впливі, є формування бімодальної структури, що складається з суміші ультрадисперсних зерен і більших субзерен, що містять знижену щільність дефектів [14]. Це дозволяє отримати матеріал з досить високою міцністю і задовільною пластичністю.

Міцність металу визначається прикладеним напруженням, необхідним для подолання перешкод, які перешкоджають руху дислокації. Рухомі дислокації взаємодіють із перешкодами в межах мікроструктури, такими як кристалічна решітка, атоми розчинення, осади, інші дислокації та межі зерен. Ми дослідили механізми зміцнення АМг6 шляхом ретельного опису мікроструктури, щоб визначити, які перешкоди існують і які з них домінують у міцності матеріалу.

Всі внески в загальний потік напружень розраховуються на початку виходу (0,2 % деформації), і тому вони називаються приростом межі плинності.

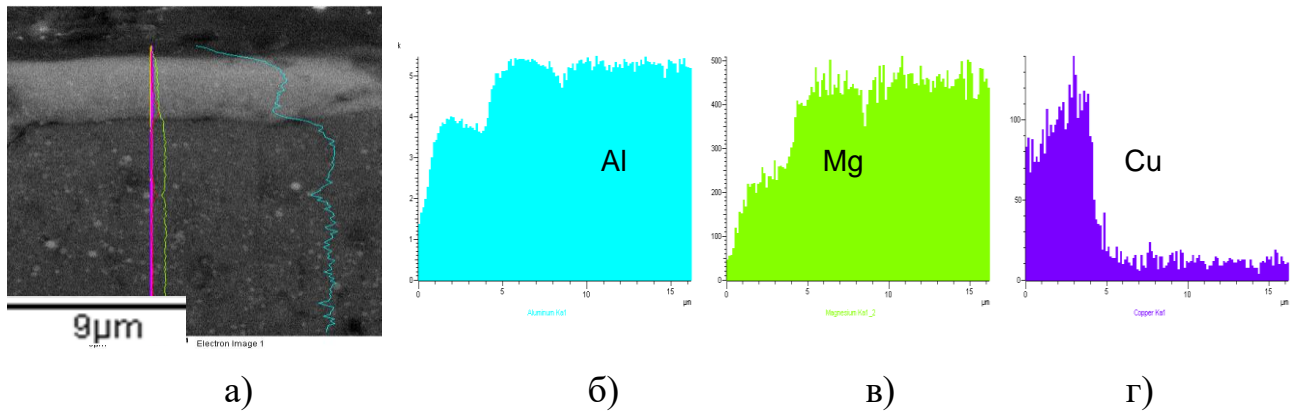
Найважливішою перешкодою для руху дислокацій є сама кристалічна решітка. Напруження, необхідне для переміщення дислокацій через решітку, називається напруженням Пейерлса. Напруження Пейерлса в ГЦК металах (таких як Al) є дуже низьким, і дислокації можуть рухатися по декількох системах ковзання та поперечним ковзанням. Внаслідок низького напруження Пейерлса, ГЦК метали із високою чистотою демонструють низьку межу плинності.

Первинні легуючі елементи в АМгб, Mg та Mn є точковими дефектами всередині решітки і виступають в якості перешкод руху дислокації. При низьких значеннях деформації, розчинення атомно-дислокаційних взаємодій призводить до зміцнення матеріалу. В літературі існує певна дискусія щодо того, як відбувається це зміцнення. Було зазначено, що стаціонарні атоми, що розчиняються, взаємодіють з рухливими дислокаціями за допомогою механізму, який називається "пінінгом". У точках, де дислокації зустрічають розчинені атоми, дислокація закріплюється. Інша частина дислокацій продовжує рухатися, опускаючись із цих закріплених місць. У результаті матеріал зміцнюється за рахунок напруження лінії дислокації, що відчувається незакріпленими областями [15]. Проте, також було зроблено припущення, що атоми розчиненої речовини не залишаються нерухомими, а скоріше дифузними до рухливих дислокацій. Обидва типи взаємодії призводять до збільшення межі плинності і загального напруження потоку матеріалу.

3.2 Масоперенос при електроіскровому легуванні

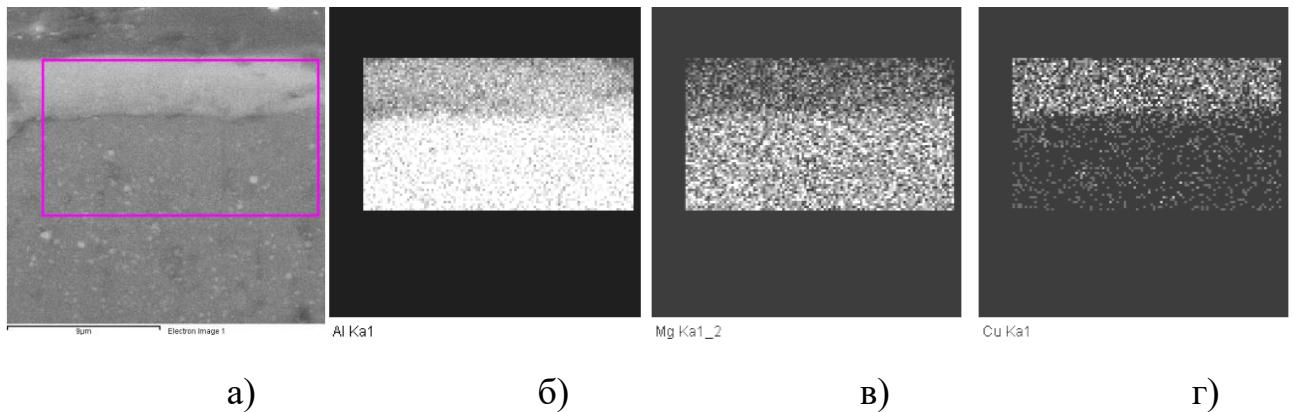
Результати РЕМ досліджень для зразка легованого міддю представлені на рис. 3.2 і рис. 3.3. На рис. 3.2 зображення поперечного перерізу легованого при ЕІЛ міддю зразка сплаву АМгб (рис. 3.2, а), а також концентраційні криві (рис. 3.2, б-г) розподілу по перерізу елементів—складових сплаву (Al, Mg) та легуючого елементу (міді). Карти розподілу елементів у поверхневому шарі показані на рис. 3.3 разом із його зображенням у вторинних електронах.

Видно, що товщина шару з великим вмістом міді доволі незначна (~5 мкм). Однак і в більш глибоких шарах сліди міді спостерігаються, можливо у вигляді інтерметалідних фаз.



а) модифікований шар, б) Al, в) Mg, г) Cu

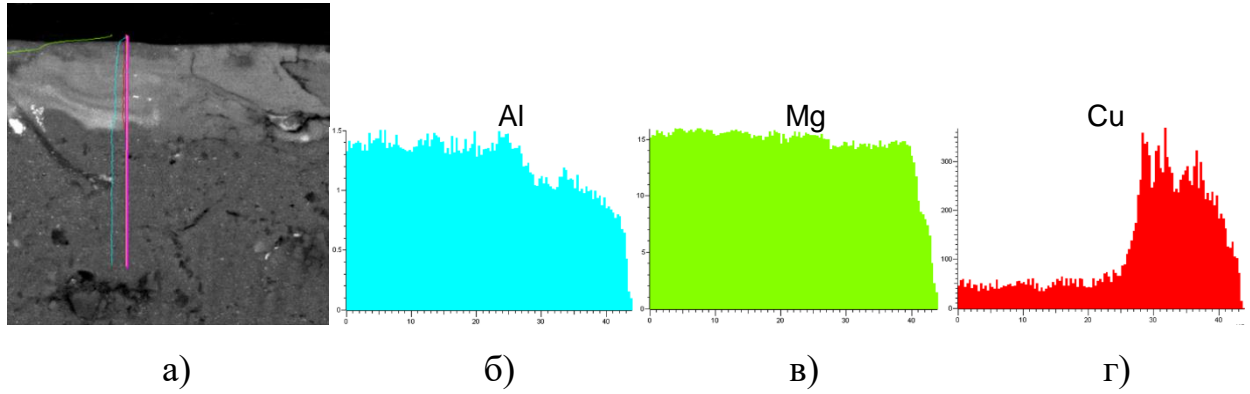
Рисунок 3.2 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ Cu + УЗУО та концентраційні криві розподілу елементів



а) РЕМ зображення, б) Al, в) Mg, г) Cu

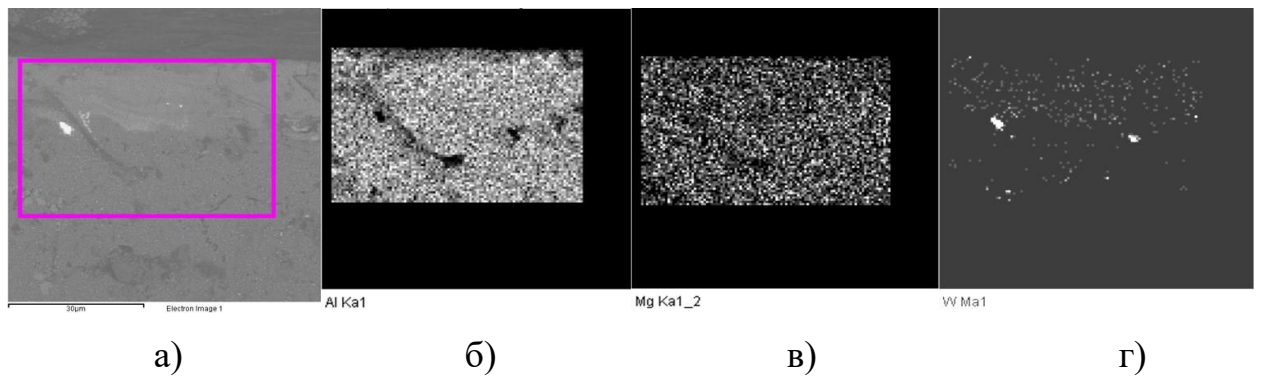
Рисунок 3.3 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ Cu +УЗУО та мапи розподілу елементів

В свою чергу вольфрам набагато краще дифундує вглиб зразка (рис. 3.5). Можна побачити, що його концентрація трохи менша за аналогічну концентрацію міді, але товщина прошарку з великою концентрацією вже близько 15 мкм (рис. 3.6).



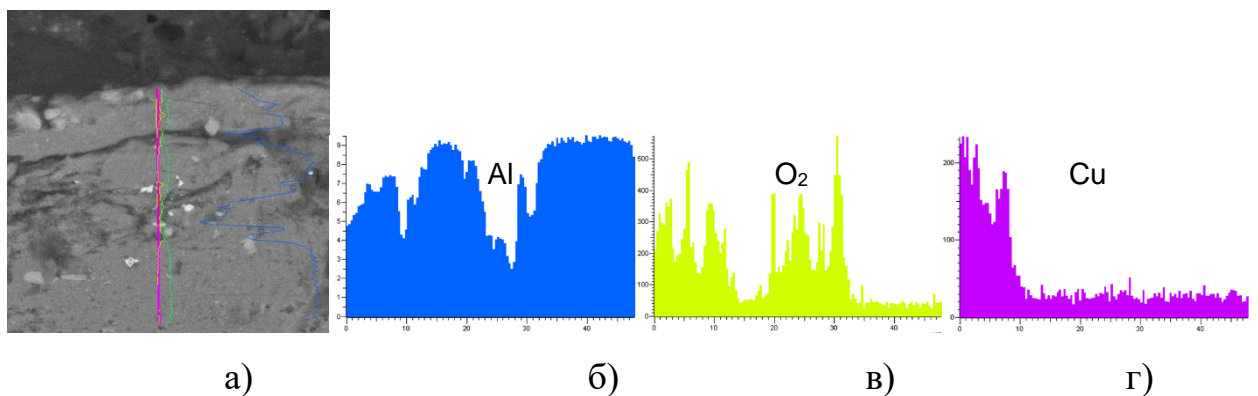
а) модифікований шар, б) Al, в) Mg, г) Cu

Рисунок 3.4 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ W + УЗУО та концентраційні криві розподілу елементів



а) РЕМ зображення, б) Al, в) Mg, г) W

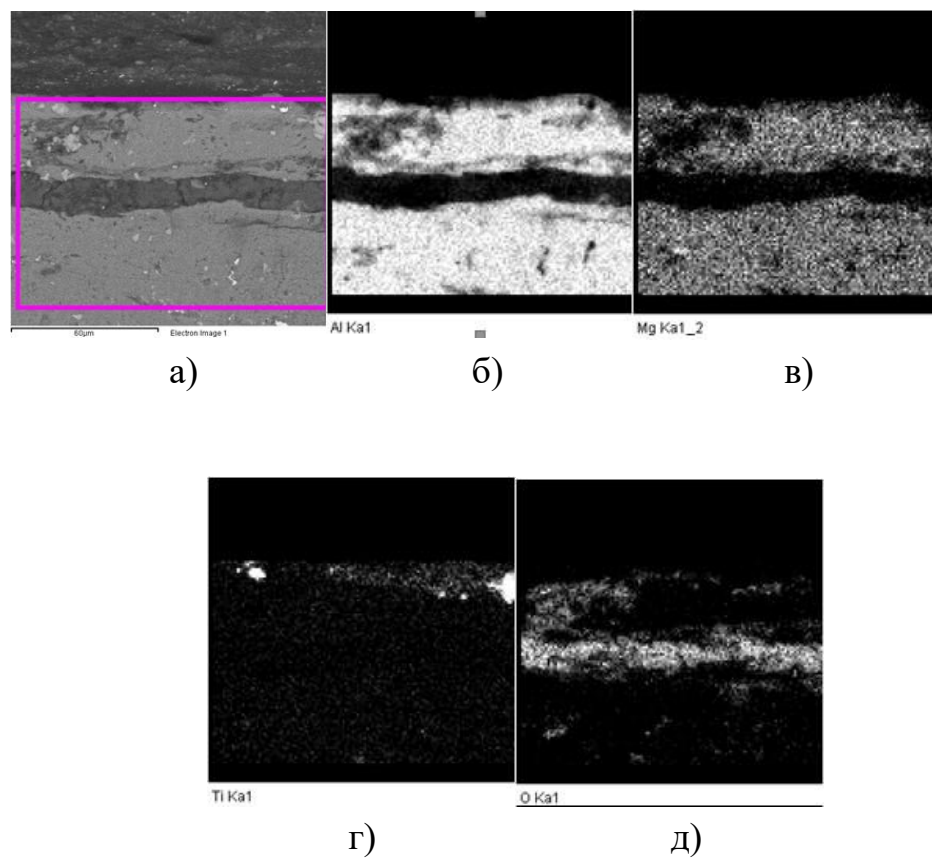
Рисунок 3.5 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ W +УЗУО та мапи розподілу елементів



а) модифікований шар, б) Al, в) Mg, г) Cu

Рисунок 3.6 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ Ti + УЗУО та концентраційні криві розподілу елементів

Для зразків легованих титаном товщина з великим вмістом сягає від 5 до 11 мкм (рис. 3.6). Проте в більш глибоких шарах також наявний титан, що може бути свідченням наявності інтерметалідних фаз. Однак при ЕІЛ на повітрі титан окислюється, що призводить до утворення великої кількості оксидів (рис. 3.7). Це можна виправити проводячи обробку в середовищі аргону.



а) РЕМ зображення, б) Al, в) Mg, г) Ti

Рисунок 3.7 – РЕМ зображення поперечного перерізу зразка сплаву АМг6 після ЕІЛ Ti +УЗУО та карти розподілу елементів у ньому

Відомо, що в результаті ЕІЛ на поверхні оброблюваного зразка протікають процеси масопереносу – елементи матеріалу електроду дифундують в поверхневий шар зразка, утворюючи модифікований шар, що

включає дифузійну зону (шар, легований елементами аноду) і зону термічного впливу.

За рахунок різкого підвищення температури і локального сумісного оплавлення легуючого електроду і поверхні алюмінієвого сплаву в поверхневому шарі товщиною близько (10-15) мкм формуються інтерметалідні фази.

3.3 Фазовий склад поверхневих шарів алюмінієвого сплаву АМг6

На підставі рентгенівського фазового аналізу поверхневих шарів можна зробити висновок, що додатковим фактором зміцнення є формування інтерметалідних фаз титану, вольфраму та міді. Так, електроіскрова обробка поверхні сплаву титановим електродом призводить до появи нових рефлексів, які відповідають фазам Al_3Ti (тетрагональна решітка) і $\text{Al}_{18}\text{Ti}_2\text{Mg}_3$ (кубічна решітка) (рис. 3.8).

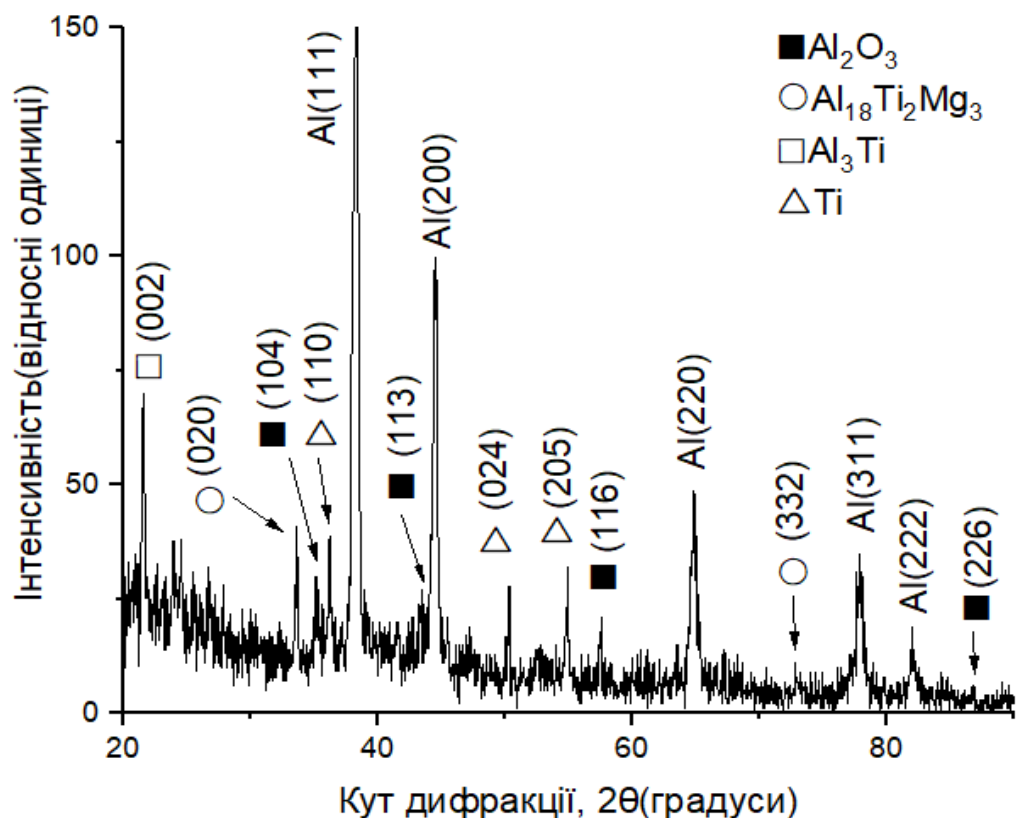


Рисунок 3.8 – Рентгенограма сплаву АМг6 після ЕІЛ Ti + УЗУО

При формуванні на зразках поверхневого шару, що містить вольфрам, на рентгенограмі реєструються малоінтенсивні лінії рефлексів фаз Al_{12}W (кубічна решітка) і Al_5W (гексагональна решітка) (рис. 3.9). Застосування для легування мідного електроду призводить до більшого розмаїття фазових складових поверхневого шару і несподівано високих значень мікротвердості.

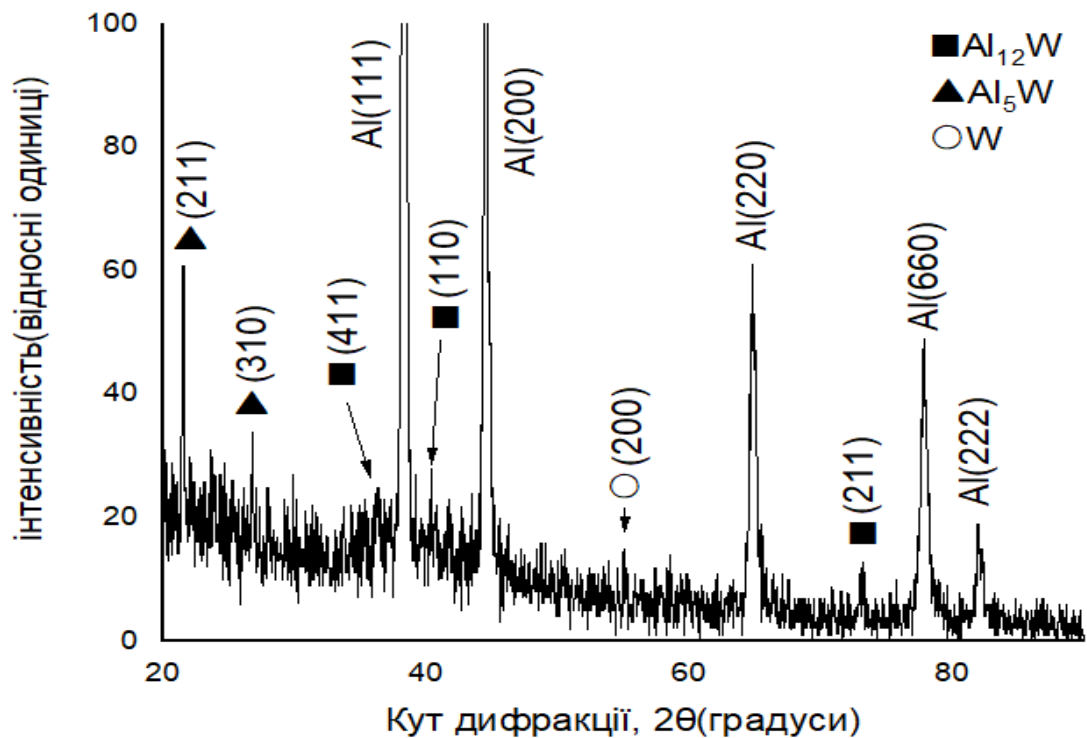


Рисунок 3.9 – Рентгенограма сплаву АМг6 після ЕІЛ W + УЗУО

Згідно з рентгенівськими даними і діаграмою стану потрібної системи Al-Cu-Mg можливе формування фази CuAl_2 (тетрагональна решітка), фази Al_2CuMg (орторомбічна решітка), фази $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ (кубічна) при істотному вмісті твердого розчину заміщення Al-Cu з ГЦК ґраткою (рис. 3.10).

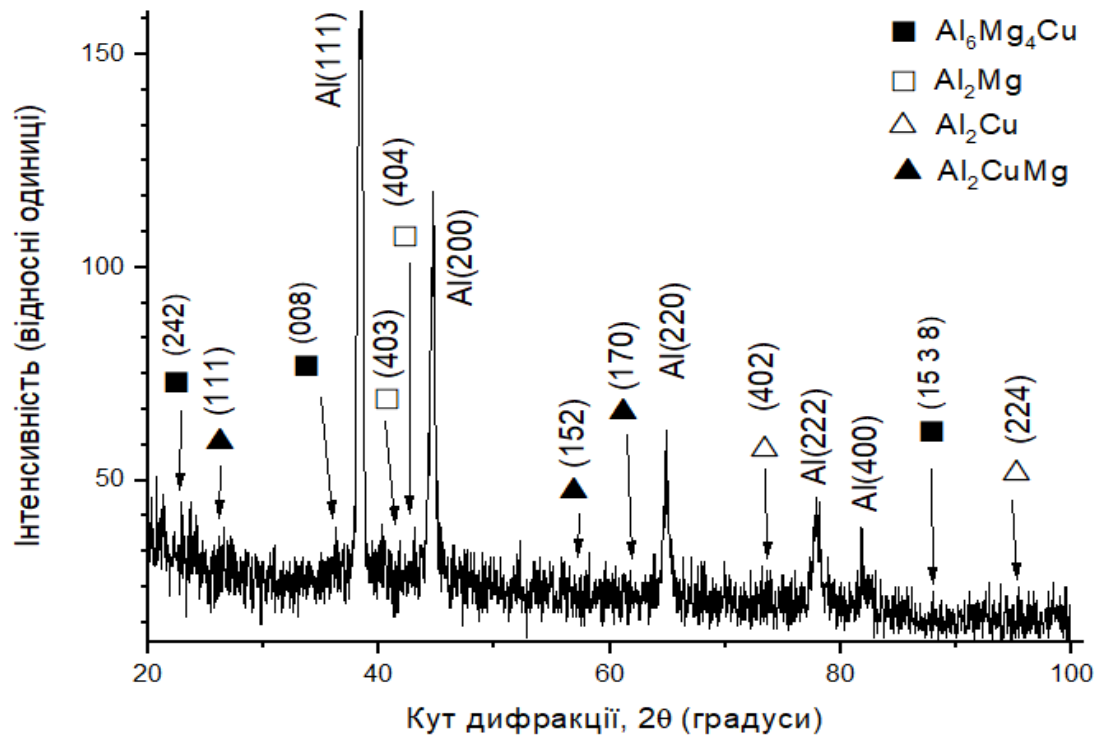


Рисунок 3.10 – Рентгенограма сплаву АМг6 після ЕІЛ Cu + УЗУО

Наявність інтерметалідних фаз є непрямим свідченням підвищення концентрації вакансій і деформаційного розігрівання, ініційованих УЗУО. Збільшення кількості вакансій і підвищення температури сприяють прискоренню дифузії легуючих елементів і протіканню фазових перетворень при старінні в модифікованому шарі.

Підвищення вмісту міді в сплаві АМг6 за хімічним складом наближає поверхневий шар до таких алюмінієвих сплавів як дюралюміні (Д1, Д16). Причому, згідно з рентгенографічними даними, в поверхневому шарі після ЕІЛ + УЗУО спостерігається в основному стабільна фаза Al_2Cu – кінцевий продукт ланцюжка фазових перетворень зон Гиньє-Престона: $\Theta'' \rightarrow \Theta' \rightarrow \Theta$ (Al_2Cu).

Можна зробити висновок, що за рахунок вакансійного і температурного факторів процес поступового перетворення метастабільних фаз з утворенням стабільних виділень Θ -фази майже завершується, хоча деяка кількість

метастабільної Θ' -фази все ж залишається, про що свідчать широкі рефлекси на рентгенограмі.

Ще одним позитивним результатом комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО є також підвищена релаксаційна стійкість сплаву АМг6, яка зумовлюється стабільністю структури при довгострокових випробуваннях (експлуатації). Такий висновок випливає з аналізу спостережуваних інтерметалідних фаз і концентрації легуючого елементу в цих фазах (рис. 3.11). Дійсно, сплави, в яких утворюються фази з концентрацією міді, які сильно змінюються з ростом температури, будуть структурно нестабільними через виникнення значних мікронапруг, що грають роль рушійної сили структурних перебудов при тривалих випробуваннях зразків і термічному впливі (наприклад, при експлуатації виробів) [31].

На рис. 3.10 суміщені частини діаграм станів бінарних систем Al-Me, відповідно до їх концентрації в сплаві. Видно, що в сплаві АМг6 структура з виділеннями Al_3Mg_2 найменш стабільна в порівнянні з фазами, утвореними в поверхневих шарах після ЕІЛ + УЗУО. Структура, що містить фази $Al_{12}W$ та Al_3Ti , будуть відчувати найменше перенапруження при зміні температури, тобто ця структура є найбільш стабільною.

Поверхневий шар, що містить виділення Al_2Cu і Al_2CuMg , є проміжним (якщо розглядати широкий температурний інтервал до 550 °C). Однак, в реальних умовах експлуатаційний діапазон робочих температур рідко перевищує 350 °C навіть з урахуванням розігріву (наприклад, при роботі пар тертя). Таким чином можна зробити висновок, що з цієї точки зору всі виділення, які спостерігаються в поверхневих шарах сплаву АМг6 після ЕІЛ + УЗУО, повинні сприяти досить високій релаксаційній стійкості.

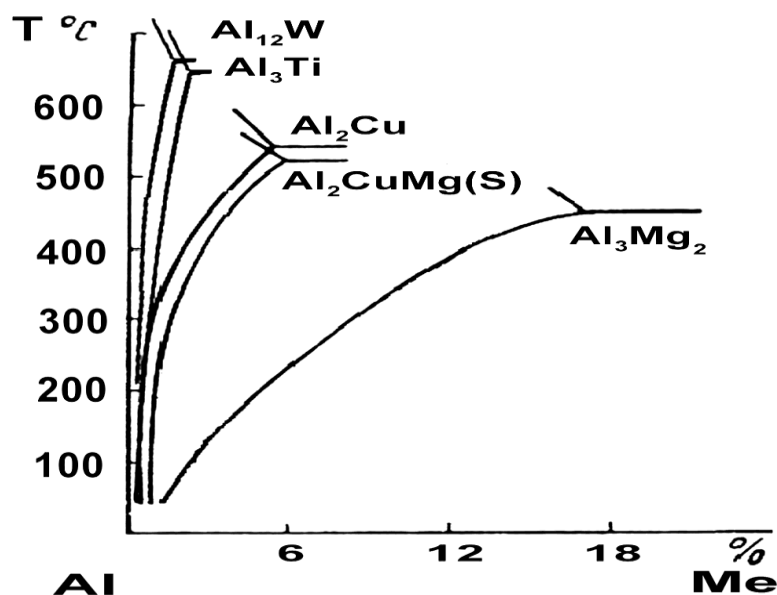


Рисунок 3.11 – Концентраційні залежності існування інтерметалідних фаз в алюмінієвих сплавах систем Al-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Ti, Al-W

Іншим чинником, що викликає мікро-спотворення в матричному металі, є ступінь невідповідності ґраток сплаву і утворених інтерметалідних фаз. Ряд виявлених фаз, які мають кубічну ґратку (Al_{12}W , $\text{Al}_{18}\text{Ti}_2\text{Mg}_3$, $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$), не вносять значних спотворень, а деякі, маючи когерентний зв'язок з матрицею, викликають значне підвищення твердості (зони Гін'є-Престона). Інші фази з ґраткою меншої симетрії, як тетрагональна Al_3Ti та Al_2Cu , або орторомбічна Al_2CuMg , навпаки викликають виникнення додаткових спотворень в матричному металі, які зменшують стабільність сформованих структур і релаксаційну стійкість отриманого стану. Хорошим прикладом впливу сформованих фаз на механічні властивості і їх стабільність можуть бути дані роботи [32]. Авторами показано, що твердість сплаву Д16 після УЗУО залежить від тривалості обробки, і максимальні її значення спостерігаються за значень часу обробки, що не перевищують 60 с. Відзначено, що важливу роль в подальшому знеміцненні матеріалу з ростом часу обробки грають як деформаційний розігрів оброблюваного матеріалу, так і накопичення дефектів кристалічної будови, які визначають кінетичні особливості процесів дифузії легуючих елементів, старіння і послідовність фазових перетворень.

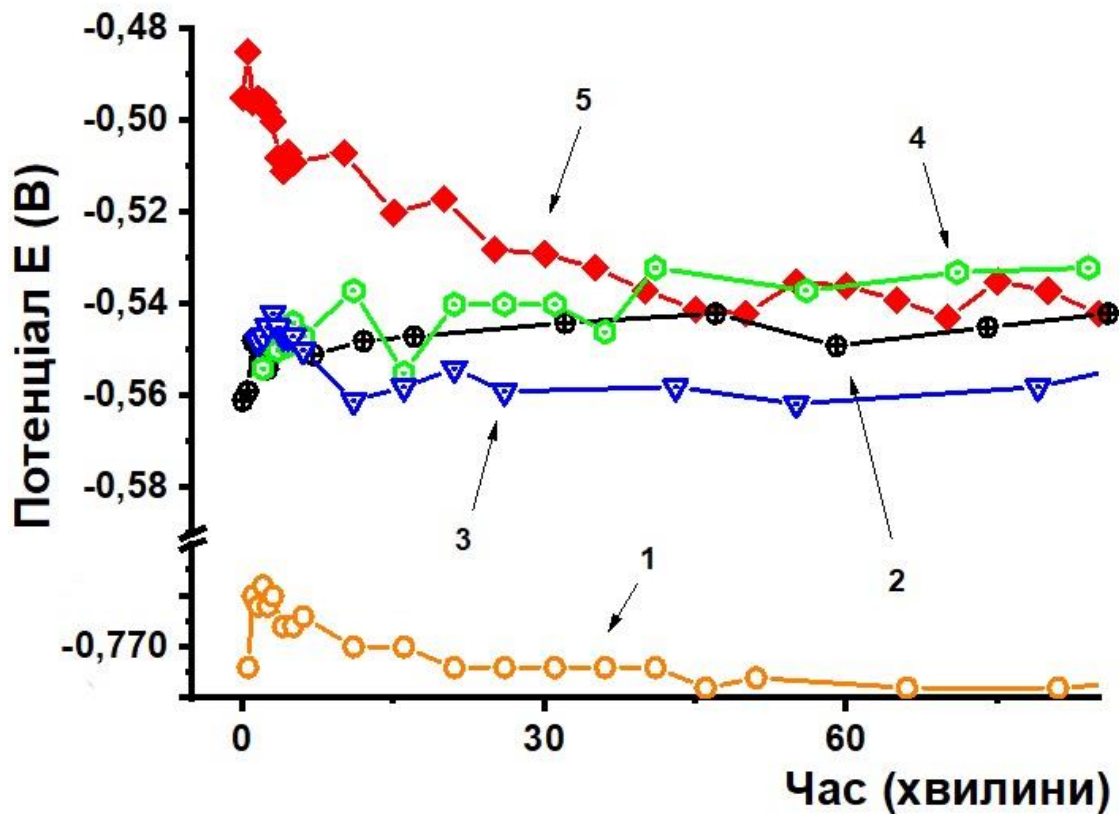
3.4 Корозійні властивості сплаву АМг6 після електроіскрового легування та ультразвукової ударної обробки

З метою виявлення впливу ЕІЛ та УЗУО на корозійні властивості одержано криві поляризації для зразків сплаву АМг6 у вихідному стані, після УЗУО, а також ЕІЛ + УЗУО (рис. 3.12).

Процес УЗУО збільшує значення E_C . Відомо, що матеріали з більш негативним E_C зазвичай мають більш значне корозійне пошкодження, тоді як матеріали з позитивним E_C (або менш негативним, як в нашому випадку) показують більш високу корозійну стійкість [23,24].

Деформація (особливо гетерогенна), накопичена в процесі УЗУО, також істотно впливає на корозійні властивості металевих матеріалів. Дві металеві області, деформовані в більшій і меншій мірі, утворюють інший корозійний осередок, анод якого буде більш деформованою областю металу. Дрібнозерниста структура, що характеризується високою об'ємною часткою міжзеренних кордонів, викликаного УЗУО, також робить позитивний вплив на корозійну стійкість поверхневих шарів.

Електроіскрове легування міддю дає додаткове зменшення потенціалу корозії, але не є постійним, з плином часу цей ефект нівелюється. Додавання титану дає більш стабільні показники, але вони майже не відрізняються від зразку обробленого лише УЗУО. Вольфрам в свою чергу призводить до невеликої деградації корозійної стійкості у порівнянні з звичайним УЗУО. Цей факт може бути пов'язаний з утворенням оксидних шарів і інтерметалідів Al_x-
 Me_y , що мають високу корозійну стійкість, але також з безліччю пір / тріщин.



1 – зразок після термічної обробки, 2 – зразок після УЗУО, 3– зразок після УЗУО + ЕІЛ W, 4 – зразок після УЗУО + ЕІЛ Ti, 5 – зразок після УЗУО + ЕІЛ Cu

Рисунок 3.12 – Корозійна залежності потенціалу корозії від часу

Електроіскрове легування міддю дає додаткове зменшення потенціалу корозії, але не є постійним, з плином часу цей ефект нівелюється. Додавання титану дає більш стабільні показники, але вони майже не відрізняються від зразку обробленого лише УЗУО. Вольфрам в свою чергу призводить до невеликої деградації корозійної стійкості у порівнянні з звичайним УЗУО. Цей факт може бути пов'язаний з утворенням оксидних шарів і інтерметалідів Al_x - Me_y , що мають високу корозійну стійкість, але також з безліччю пір / тріщин.

Нарешті, осаджений і матричний матеріали зазвичай мають різні електрохімічні властивості. Включення та осаджений шар у сплаві АМг6 представляють собою катоди, і матриця, яка є анодом, буде розчинятися більш активно.

Наступним фактором є утворення пор і пошкоджень в оксидній плівці, яка покриває металеву поверхню. Коли оксидна плівка втрачає безперервність, утворюються гальванічні елементи іншого типу. Частини оксидної плівки будуть катодами в цих гальванічних елементах, і гола металева поверхня, яка відіграє роль анода, буде в першу чергу піддаватися корозії.

Таким чином порівняно з необробленим зразком АМг6, синтез композитних шарів методом ЕІЛ + УЗУО не суттєво дозволяє покращити корозійну стійкість сплаву.

3.5 Висновки до розділу 3

1. За допомогою рентгенівського фазового аналізу встановлено, що ультразвукова ударна обробка сприяє певному диспергуванню субзеренної/зеренної структури та формуванню залишкових напружень стиснення, а також до зниження шорсткості поверхні.

2. Електроіскрове легування вольфрамовим, титановим та мідним електродами веде до утворення в поверхневому шарі товщиною до 50 мкм різних інтерметалідних фаз.

3. Результатом комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО є наявність інтерметалідів і великої кількості дислокаційних скупчень і субграниць, які ведуть до суттєвого підвищення мікротвердості сплаву АМг6: від 1,5 до 3,5 разів у порівнянні з відпаленим станом. Обговорені питання стабільності сформованих структур, які впливають на релаксаційну стійкість сплаву при циклічному навантаженні та термічному впливі.

4. Можна стверджувати, що легування поверхні міддю або титаном та УЗУО сприяє підвищенню корозійної стійкості поверхні сплаву АМг6 порівняно з необробленим зразком, оскільки спостерігається зростання потенціалу корозії.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Важливою частиною організації виробничого процесу на підприємствах є охорона праці.

Основним завданням охорони праці є розробка методів і засобів захисту робітників від можливих загроз та небезпек на робочому місці, а також запобігання аваріям та ліквідації їх наслідків на виробництві.

Мета даного розділу – аналіз шкідливих та небезпечних факторів, що можуть призвести до ураження організму та умов, котрі спричиняють травмуванню під час проведення синтезу захисних покриттів на поверхні алюмінієвого сплаву АМг6 методом електроіскрового легування та ультразвукової ударної обробки.

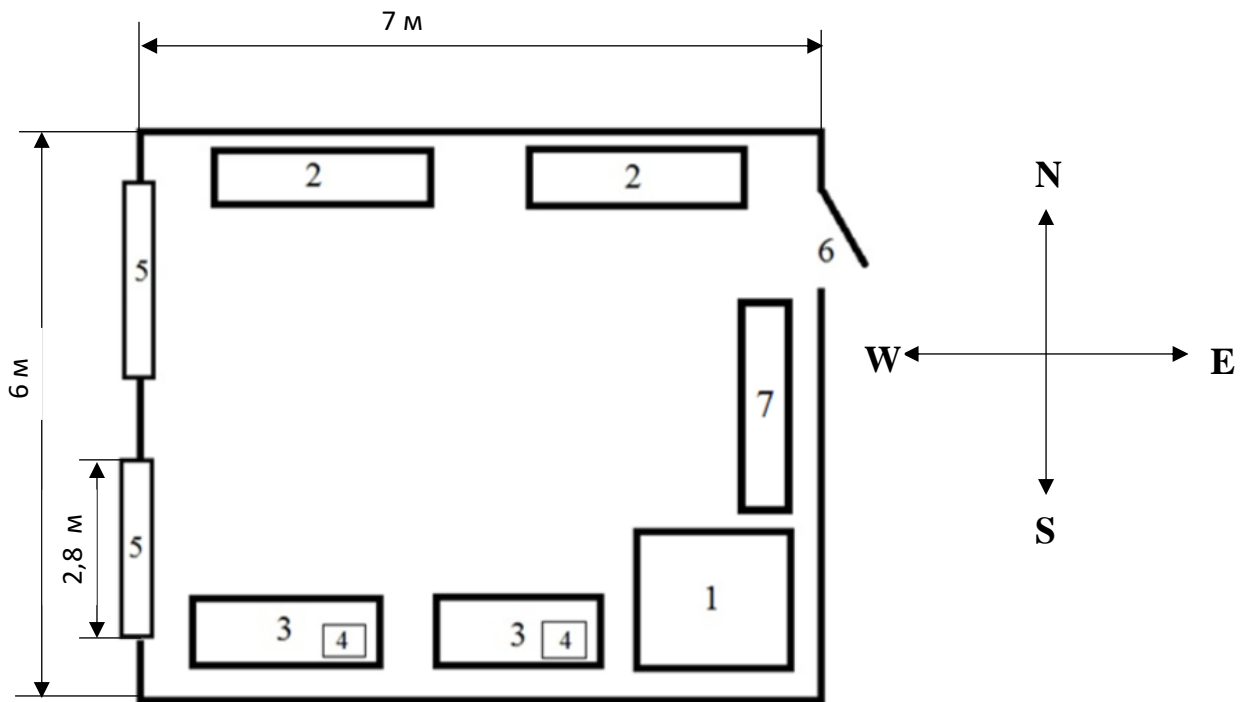
Служба охорони праці в КПІ ім. Ігоря Сікорського (в якому була проведена робота) підпорядковується ректору М.З. Згуровському. Посаду начальника відділу охорони праці в КПІ ім. Ігоря Сікорського займає Е.Г. Луцик.

4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів

4.1.1 Мікроклімат

Магістерська дисертація виконана в лабораторії № 507, 5 поверху, навчального корпусу № 9 кафедри фізики металів КПІ ім. Ігоря Сікорського. Схематичне зображення лабораторії із розташуванням всіх її елементів представлено на рис. 4.1.

Лабораторне приміщення № 507, в якому працює одна особа має площу 42 м^2 та об'єм $113,4 \text{ м}^3$. Розрахована площа, що приходить на одну людину становить 42 м^2 , та об'єм – $113,4 \text{ м}^3$. Отже, об'єм та площа лабораторії відповідають нормам, відповідно до ДСанПіН 3.3.2-007-98, що встановлює норми на величину робочого простору, де на робоче місце однієї людини має відводитись не менше 6 м^2 площі та 20 м^3 об'єму [52].



1 – пічка для відпалу (робоче місце); 2 – шафа; 3 – стіл; 4 – комп'ютер;
5 – вікно; 6 – двері; 7 – стелаж для розміщення дослідних зразків

Рисунок 4.1 – Схема лабораторного приміщення, в якому виконувалася
магістерська дисертація

Проведено вимірювання параметрів лабораторного приміщення:

- 1) розміри кімнати: ширина – 6 м, довжина – 7 м, висота – 2,7 м.
- 2) розміри вікон: ширина – 2,8 м, висота – 2,5 м.

Також важливим аспектом (фактором) для нормальної працездатності працівників є чистота повітря в робочій зоні, освітленість і температура в робочому приміщенні та багато інших чинників, тому виконання дипломної роботи супроводжувалося дослідженням мікроклімату в приміщенні лабораторії № 507 [52].

Відповідно до «Санітарних норм мікроклімату виробничих приміщень» ДСН 3.3.6.042-99 встановлюються оптимальні та допустимі параметри, а саме

відносна вологість, температура та швидкість руху повітря у робочому приміщенні в залежності від періоду року та категорії важкості робіт [53].

Згідно із ДСН 3.3.6.042-99 умови мікроклімату відносяться до категорії важкості робіт – I б. До даної категорії належать легкі фізичні роботи до 150 Ккал/год, котрі супроводжуються виникненням деякого рівня фізичних напруг, що виконуються сидячи чи стоячи та роботи пов'язані з ходінням [53]. Виміряні та нормовані величини параметрів мікроклімату в робочому приміщенні № 507 наведені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Мікроклімат приміщення та ДСН 3.3.6.042-99 [53]

Пора року	Категорія робіт	Температура, °C			Відносна вологість, %			Швидкість руху повітря, м/с		
		Факт ич.	Доп уст.	Опти мал.	Факт ич.	Доп уст.	Опти мал.	Факт ич.	Доп уст.	Опти мал.
холодна	легка	22	20-24	21-23	59	<75	60-40	0,1	0,1-0,3	0,1
тепла	I б	28	21-28	22-24	55	<65	60-40	0,2	0,1-0,3	0,2

Аналіз виміряних величин дозволяє стверджувати, що фактичні параметри мікроклімату відповідають оптимальним умовам, за винятком температури повітря в теплий період року. Для постійної роботи в даному приміщенні, тобто забезпечення оптимальних умов, рекомендується встановлення кондиціонера для охолодження повітря.

Для непостійних та короткочасних робіт параметри мікроклімату даного приміщення відповідають встановленим нормам.

4.1.2 Освітленість

Освітлення робочого приміщення поділяється на:

- 1) природне;
- 2) штучне;
- 3) суміщене.

Природне в свою чергу створюється дією прямих сонячних променів, штучне реалізується за допомогою електричних джерел світла, суміщене внаслідок комбінації природного та штучного. У залежності від характеристики зорових робіт, системи освітлення, найменшого розміру об'єкта розрізнення, контрасту об'єкта розрізнення з фоном, природне і штучне освітлення робочої зони регламентуються нормами ДБН В.2.5-28-2006 [54].

Природне освітлення можна поділити на: бокове (здійснюється через світлові отвори в зовнішніх стінах), верхнє (реалізується через ліхтарі та отвори в стелях та перекриттях) та комбіноване(верхнє і бокове) [54].

У лабораторній кімнаті № 507 втілюється комбінація природного бокового освітлення та штучного. Дане приміщення характеризується розміщенням вікон з північного боку лабораторії. Відстань від вікна до робочого місця, тобто місця основної роботи складає 4 м. Виходячи з того факту, що розміри зразків не перевищують 5 мм, то дослідну роботу можна прирахувати до класу робіт малої точності (розряд зорових робіт V б). Як було вказано раніше, в дослідній лабораторії втілюється комбінація природного та штучного освітлення. Місцеве освітлення реалізується лампами розжарювання, а загальне – за допомогою 24 люмінесцентних ламп ЛБ-40 [54].

Загальновідомий факт, що правильно організоване освітлення приводить до підвищення рівня працездатності людини, продуктивності та якості виготовленої продукції, зниження рівня виробничого травматизму тощо. До прикладу, збільшення освітленості приміщення зі значень 100 люкс до 1000 люкс при напруженій зоровій роботі забезпечує підвищення

продуктивності праці на 10 % – 20 %, зменшення браку на виробництві на 20 %, зниження кількості нещасних випадків на 30 %.

4.1.3 Шум

Шум – це хаотичне сполучення звуків різної частоти та інтенсивності, які за частотним діапазоном знаходяться в межах чутливості органів слуху людини. Ультра- та інфразвук теж вважаються звуковими коливаннями, але, на відміну від шуму, за своїм частотним діапазоном виходять за межі чутливості органів слуху людини. З фізичної точки зору будь який звук (шум, ультра- чи інфразвук) – це хвильові коливання пружного середовища, що поширюються з певною швидкістю в газоподібній, рідкій або твердій фазі [55].

Магістерська дисертація здійснювалась на установці для ультразвукової ударної обробки, котра створює певний рівень шуму в процесі роботи.

Довготривала дія шуму на людину може викликати наступні порушення:

- 1) погіршення пам'яті;
- 2) запаморочення;
- 3) підвищена стомлюваність;
- 4) дратівливість.

Довготривалий та систематичний вплив ультразвукових коливань негативно впливає на організм людини та може викликати порушення нервової, серцево-судинної і ендокринної систем та порушення слуху [55].

Найчастіше для індивідуального захисту від шуму та ультразвуку використовують вкладишні ЗІЗ у вигляді тампонів, які встромляються у слуховий канал, та протишумові навушники, що закривають вушну раковину зовні, а також шлеми та каски. В даній роботі застосовувалися протишумові навушники та акустичні екрани [55].

Встановлення граничних величин шуму на робочих місцях та лабораторних приміщеннях забезпечує ДСН 3.3.6.037-99. Даний документ

встановлює принципи, щодо певних параметрів шуму, виходячи з класифікації приміщень за їх використанням для трудової діяльності різних напрямів [56].

Також варто додати, що рівень ультразвуку, який виникає в процесі УЗУО знаходиться в межах норми (не потрапляє в зону знаходження оператора).

4.1.4 Вібрації

При роботі за установкою для ультразвукової ударної обробки виникає певний рівень вібрацій.

Вібрацією називають будь-які механічні коливання пружних тіл або коливальні рухи механічних систем, які проявляються в їх переміщенні в просторі або в зміні їх форми. Основні причини появи вібрації – це невідновлені сили та ударні процеси в діючих механізмах [55].

Основні заходи щодо захисту людини від шкідливої дії вібрації:

1) зниження вібрації в джерелі її виникнення (вибір на стадії проектування кінематичних і технологічних схем, які знижують динамічні навантаження в устаткуванні і т. ін.);

2) зниження діючої вібрації на шляху розповсюдження від джерела виникнення (вібропоглинання, віброгасіння, віброізоляція);

3) організаційно-технічні (своєчасний ремонт та обслуговування обладнання за технологічним регламентом, контроль допустимих рівнів вібрації, дистанційне керування вібробезпечним обладнанням);

3) організаційно-режимні (забезпечення відповідного режиму праці та відпочинку, заборону залучення до вібраційних робіт осіб молодших 18 років, тощо) [55].

У даній роботі використовується, є їх віброгасіння та віброізоляції джерел коливань за допомогою гумових, пружинних або комбінованих ізоляторів.

Частотний діапазон вібрацій, котрі діють на людину складає від десятих часток одного Гц до декількох тисяч Гц. Характерними ознаками шкідливого впливу вібрації на людину є зміни її функціонального стану:

- 1) підвищена втомлюваність;
- 2) збільшення часу моторної реакції;
- 3) порушення вестибулярної реакції.

Медичні дослідження показали, що результат впливу вібрацій викликає розвиток нервово-судинних розладів, ураження опорно-рухової та інших систем організму. До лікувально-профілактичних методів зменшення впливу вібрацій належать масажі, гідропроцедури та заходи спрямовані на загальне укріплення організму [55].

4.1.5 Електробезпека

Електробезпека – це сукупність технічних та організаційних заходів для забезпечення захисту робітників від небезпеки ураження електричним струмом.

Протікання електричного струму через тіло людини супроводжується термічним, електролітичним, біологічним та механічним ефектами.

Термічна дія струму полягає в нагріванні тканин і випаровуванні вологи, викликає опіки, обвуглення тканин та їх розриви парою.

Електролітична дія струму проявляється в розкладі органічної речовини на катіони й аніони (її електролізі), у тому числі і крові, що зумовлює зміну її фізико-хімічних і біохімічних властивостей.

Біологічна дія струму проявляється в порушенні біологічних процесів, що протікають в організмі, супроводжується руйнуванням і збудженням тканин та скороченням м'язів.

Механічна дія струму полягає в розшаруванні, розриві та інших подібних пошкодженнях різних тканин організму (в тому числі м'язової тканини, стінок кровоносних судин та судин легеневої тканини) внаслідок

електродинамічного ефекту, а також миттєвого вибухоподібного утворення пари від перегрітої струмом тканинної рідини та крові. Сукупний результат термічної, електролітичної, біологічної та механічної дії електричного струму призводить до електричної травми.

Електротравма – травма, що є наслідком ураження електричним струмом від неізольованих дротів, підключених до мережі чи від ураження блискавкою. Внаслідок такої травми в організмі людини відбуваються важкі зміни, які часто можуть приводити до смерті [55].

У дослідній лабораторії № 507-9 розміщено декілька електричних приладів, а саме персональний комп'ютер, електрична, установка для електроіскрового легування піч та установка для ультразвукової ударної обробки.

Згідно із діючими правилами побудови та розміщення електроустановок ДНАОП 0.00-1.32-01 дослідне приміщення № 507-9 з точки зору небезпеки враження електричним струмом належить до класу приміщень без підвищеної небезпеки (сухі приміщення із температурою повітря 18 °С – 25 °С та струмонепривідною підлогою) [57]. Електроустановки, котрі використовувалися при виконанні дипломної роботи, живляться напругою 220 В (персональний комп'ютер, установка для електроіскрового легування, установка для ультразвукової ударної обробки та електрична піч) змінного струму частотою 50 Гц.

Під час розробки захисних заходів, важливим критерієм є величина струму. Прийнято вважати небезпечним струм величиною 25 мА, тобто такий, при якому важко самотійно відірватись від провідника. Струм величиною 100 мА вважається смертельно небезпечним [58]. Навчальна лабораторія № 507, в якій проводилися дослідження, характеризується правильно виконаним захисним заземленням корпусів, електроустаткування та приладів. Розташування робочого місця виключає можливість одночасного доторкання до корпусів електроустаткування та приладів.

4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці

4.2.1 Організація робочого місця

Виробничі приміщення, організації і обладнання робочих місць наведені в НПАОП 0.00-7.15-18. Організація робочого місця користувача персонального комп'ютера має забезпечувати підтримання оптимальної робочої пози із наступними ергономічними характеристиками [58, 59]:

- 1) зап'ястя зігнуті під кутом не більше 15° – 20° відносно вертикальної площини;
- 2) лікті зігнуті під кутом 70° – 90° до вертикальної площини;
- 3) передпліччя встановлені у вертикальному положенні;
- 4) стегна знаходяться в горизонтальній площині;
- 5) ступні ніг розміщені на підлозі або на підставці для ніг.

Висота робочої поверхні столу для роботи у сидячому положенні в межах 680 мм – 800 мм, а ширина забезпечувати здатність працівника до виконання необхідних операцій в зоні досяжності моторного поля. Рекомендовані параметри столу для роботи: висота – 725 мм, ширина робочої зони в межах від 600 мм до 1400 мм, довжина від 800 мм до 1000 мм [58].

4.2.2 Вентиляція

Відповідно до ДБН В.2.5-67:2013 місцева вентиляція повинна забезпечувати вилучення забрудненого повітря із зон, в основному, зосередженого виділення шкідливих речовин. В інших випадках може використовуватись загальнообмінна вентиляція. Загалом, вона повинна виконуватись у комбінації з місцевою вентиляцією, котра розрахована на видалення з виробничого приміщення шкідливих речовин нелокалізованих місцевими витяжними пристроями [60].

4.3 Розрахунок інженерного рішення

4.3.1 Розрахунок вентиляції

Розрахунок об'єму повітря, котре необхідно видалити місцевою вентиляцією L_m , визначають, виходячи з заданої швидкості всмоктування біля джерела виділення шкідливих речовин, характеристики спектру швидкостей всмоктування для певної конструкції всмоктувального отвору та наявності поверхонь, що огорожують зону всмоктування. У цьому випадку [61]:

$$L_m = 3600 \cdot F_0 \cdot V_0, \quad (4.1)$$

де F_0 – площа відкритого перерізу витяжного отвору відсмоктувача, m^2 ;

V_0 – швидкість всмоктування повітря у цьому прорізі, m/s .

Площу F_0 визначають конструктивними особливостями технологічного обладнання та вибраного витяжного пристрою [61]. Значення V_0 розраховується на підставі забезпечення заданої швидкості повітря V_x ($0,5 m/s$) у зоні обробки на відстані x від центра всмоктуючого отвору [61]:

$$V_0 = 16 \cdot V_x \cdot (x/d)^2, \quad (4.2)$$

де d – діаметр отвору, m ;

x – відстань до робочої поверхні, m .

На рис. 4.2 наведено принципову схему місцевої вентиляції необхідної для проведення УЗУО.



Рисунок 4.2 – Схема місцевої вентиляції

У результаті розрахунків встановлено, що швидкість всмоктування повітря у цьому прорізі V_0 має становити 22 м/с, а об'єм повітря, що повинно бути видалене місцевою вентиляцією L_m – 5654 м³/год.

4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях

4.4.1 Пожежна безпека

Категорія пожежної небезпеки приміщення (будівлі, споруди) – це класифікаційна характеристика пожежної небезпеки об'єкта, що визначається кількістю і пожежонебезпечними властивостями речовин і матеріалів, які знаходяться (обертаються) в них з урахуванням особливостей технологічних процесів, розміщених в них виробництв [61].

Відповідно до НАПБ Б.03.002-2007, приміщення за вибухопожежною та пожежною небезпекою поділяють на п'ять категорій (А, Б, В, Г, Д) [62].

Можливо зробити висновок, що приміщення лабораторії № 507-9 за пожежонебезпечністю відноситься до категорії «Г» (в лабораторії є негорючі речовини та матеріали в гарячому, розжареному або розплавленому стані,

процес обробки яких супроводжується виділенням променистого тепла, іскор, полум'я; горючі гази, спалимі рідини, тверді речовини, які спалюються або утилізуються як паливо) [61]. Найбільш пожежонебезпечне місце у лабораторії – місце в якому прокладена електропроводка. Загоряння в приміщенні може виникнути внаслідок короткого замикання в електропроводці [62]. План евакуації із лабораторії у випадку виникнення пожежі наведено на рис. 4.3.



Рисунок 4.3 – План евакуації з лабораторії № 507-9

Із засобів пожежогасіння у лабораторії наявні вогнегасники ОУБ-2. Засобами виявлення та оповіщення про пожежу є автоматичні датчики сигналізатори типу ДТП. До засобів комунікації та оповіщення співробітників про пожежну ситуацію відноситься внутрішньо-службовий зв'язок. На випадок пожежі існує план евакуації працівників з лабораторії № 507-9.

4.5.2 Безпека праці у аварійних ситуаціях

У випадку, коли стався пробій електричної напруги на корпус ультразвукової установки потрібно, по-перше, відключити рубильник джерела живлення та сповістити про це відповідальну особу за безпеку праці в

приміщенні № 507-9 [55, 62]. У разі потрапляння особи під напругу, необхідно відключити ультразвукову установку від мережі, покласти потерпілого на рівну поверхню, підкласти під голову подушку та викликати швидку медичну допомогу за телефоном 103 і, якщо необхідно, надати першу невідкладну допомогу [55, 62]. У разі загорання ультразвукової установки потрібно вимкнути джерело живлення та приступити до гасіння пожежі за допомогою засобів гасіння (вогнегасник, пісок, пожежний кран). Також робітник, який виявив пожежу, зобов'язаний [55, 62]: 1) викликати пожежну службу за телефоном 101; 2) викликати до місця пожежі відповідальну особу. У разі отримання травми необхідно сповістити про це відповідальну особу в приміщенні № 507-9 та звернутися в медпункт [55, 62].

4.5 Висновки до розділу 4

1. Проведений аналіз шкідливих та небезпечних факторів передбачає умови, за яких може виникнути небезпека ураження організму. Запропоновано заходи для уникнення травмування в процесі дослідження впливу комбінованої обробки на властивості алюмінієвого сплаву АМгб.

2. Аналіз умов праці в лабораторному приміщенні засвідчив, що мікроклімат, організація робочого місця та освітлення відповідають вимогам регламентованих санітарних норм, а рівень шуму, ультразвуку та вібрацій не перевищує встановлених допустимих норм.

ВИСНОВКИ

1. Показано, що за допомогою комбінованої електроіскрової і ультразвукової ударної обробки поверхні алюмінієвого сплаву АМг6, шляхом вибору оптимального режиму обробки і матеріалу легуючого електрода, вдається отримувати модифіковані поверхневі шари, товщиною (25-50) мкм, з підвищеними механічними та корозійними властивостями.

2. Електроіскрове легування збільшує мікротвердість поверхні вдвічі, а зростання тривалості наступної УЗУО – у 3,6 разів у порівнянні із мікротвердістю вихідного сплаву АМг6, завдяки перебігу фазових і структурних перетворень за умов такої комбінованої обробки. Найкращі результати мікротвердості показали зразки легування міддю та оброблені УЗУО протягом 60 с.

3. Збільшення мікротвердості при ЕІЛ обумовлено сукупністю ряду з перерахованих нижче факторів, а саме:

- утворенням твердих розчинів $AlCu$, AlW , $AlTi$;
- формуванням дисперсних виділень зміцнюючих фаз (Al_3Ti , $Al_{18}Ti_2Mg_3$, $Al_{12}W$, Al_5W , Al_2Cu та Al_6Mg_4Cu);
- мікроспотвореннями в матричному металі, що викликані формуванням твердих розчинів і / або інтерметалідних фаз.

4. УЗУО модифікованих шарів веде до – формування високого рівня залишкових напружень стиснення, а також деякого диспергування субзеренної / зеренної структури.

5. Можна стверджувати, що УЗУО сприяє підвищенню корозійної стійкості поверхні сплаву АМг6 порівняно з необробленим зразком. Оброблені зразки по відношенню до вихідного стану демонструють підвищення E_C . Зразки легування міддю та оброблені УЗУО протягом 60 с мали найбільшу стійкість до корозії.

6. Аналіз умов праці в лабораторному приміщенні засвідчив, що мікроклімат, організація робочого місця та освітлення відповідають вимогам

регламентовних санітарних норм, а рівень шуму, ультразвуку та вібрацій не перевищує встановлених допустимих норм.

CONCLUSIONS

1. It is shown that with the help of combined electrosark and ultrasonic shock treatment of the surface of aluminum alloy AMg6, by choosing the optimal treatment mode and material of the alloying electrode, it is possible to obtain modified surface layers (25-50) μm thick with high mechanical and corrosion properties.

2. Electrosark doping doubles the microhardness of the surface, and the increase in the duration of the next UIT – 3.6 times compared with the microhardness of the original alloy AMg6, due to the course of phase and structural transformations under such combined processing. The best results of microhardness were shown by samples doped with copper and treated with UIT for 60 sec.

3. The increase in microhardness in EIL is due to a combination of a number of factors listed below, namely:

- formation of solid solutions of AlCu, AlW, AlTi;
- formation of dispersed allocations of strengthening phases (Al_3Ti , $\text{Al}_{18}\text{Ti}_2\text{Mg}_3$, Al_{12}W , Al_5W , Al_2Cu and $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$);
- microdistortions in the matrix metal caused by the formation of solid solutions and / or intermetallic phases.

4. UIT of the modified layers leads to the formation of a high level of residual compressive stresses, as well as some dispersion of the subgrain / grain structure.

5. It can be argued that UIT helps to increase the corrosion resistance of the surface of the alloy AMg6 compared to the untreated sample. The treated samples in relation to the initial state show an increase in EC. The samples doped with copper and treated with UIT for 60 sec had the highest resistance to corrosion.

6. Analysis of working conditions in the laboratory showed that the microclimate, workplace organization and lighting meet the requirements of regulatory sanitary norms, and the level of noise, ultrasound and vibration does not exceed the established permissible norms.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Сидоренко С.І. Деформаційне формування наноструктурованих композитів на поверхні алюмінієвого сплаву Д16 / С.І. Сидоренко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // Металлофизика и новейшиетехнологии. – 2012. – Т. 34, №8. – С. 1101–1115.
2. Мовчан В.П. Основи металургії / В.П.Мовчан, М.М. Бережний. – Дніпропетровськ: Пороги, 2001. – 336 с.
3. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Тышкевич, В.М. Фальченко. – Киев: РИО ИМФ, 1999. – 436 с. – (Монография / НАН Украины. Ин-т металлофизикиим. Г.В. Курдюмова).
4. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки / Г.І. Прокопенко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2009. – №3. – С. 42–46.
5. Упрочнение поверхности сплава Д16 при ультразвуковой ударной обработке / Г.И. Прокопенко, А.Л. Березина, С.М. Волошко [та ін.] // Металлофизика и новейшие технологии. – 2010. – Т. 32, №3. – С. 397–403.
6. Циклічний характер змін мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 під дією інтенсивних режимів ультразвукової ударної обробки / А.П. Бурмак, С.І. Сидоренко, М.О. Васильєв, С.М. Волошко // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2013. – №1. – С. 57–62.
7. Прокопенко Г.И. Исследование режимов поверхностного упрочнения с помощью ультразвука / Г.И. Прокопенко, Т.А. Лятун // ФиХОМ. – 1977. – №3. – С. 3–7.
8. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия / А.В. Кулемин. – М.: Металлургия, 1978. – 199 с.
9. Влияние ультразвука на степень совершенства монокристаллов алюминия / И.Г. Полоцкий, Д.Е. Овсиенко, З.Д. Ходов [и др.] // ФММ. – 1966. – 21, №5. – С. 727–731.

10. Биронт В.С. Ультразвуковая обработка / В.С. Биронт // Литейное производство, металловедение и обработка металлов давлением. – 1971. – № 5. – С. 134–138.
11. Массоперенос при ультразвуковой ударной обработке пары медь-алюминий / М.А. Васильев, А.В. Козлов, Г.И. Прокопенко, Б.Н. Мордюк // Металлофизика и новейшие технологии. – 1995. – 15, № 11. – С. 75–78.
12. Ультразвукова ударна обробка алюмінієвого сплаву Д16 в інертному середовищі та рідкому азоті / С.І. Сидоренко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, №12. – С. 1659–1669.
13. Сироватка В.Л. Интерметаллиды системы Fe-Al: методы получения, свойства, покрытия / В.Л. Сироватка, В.Е. Оликер, М.С. Яковлева // Материаловедение. – 2013. – № 3. – С. 46–53.
14. Механические свойства, плотность и дефектная структура субмикроструктурного титана ВТ1-0, полученного после интенсивной пластической деформации при винтовой и продольной прокатках / В.И. Бетехтин, О.Р. Колобов, М.В. Нарыкова [и др.] // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81, № 11. – С. 58–63.
15. Крашенинников С.В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С.В. Крашенинников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст./ ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – Вып.1, №6. – С. 78–81.
16. Васильев М.А. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации (обзор) / М.А. Васильев, Г.И. Прокопенко, В.С. Филатова // Успехи физики металлов. – 2004. – Т.5, С. 345–399.
17. Механические свойства, плотность и дефектная структура субмикроструктурного титана ВТ1-0, полученного после интенсивной

- пластической деформации при винтовой и продольной прокатках / В.И. Бетехтин, О.Р. Колобов, М.В. Нарыкова [и др.] // Журнал технической физики. – 2011. – Т. 81, № 11. – С. 58–63.
18. Крашенинников С.В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С.В. Крашенинников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст./ ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – Вып.1, №6. – С. 78–81.
19. Васильев М.А. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации (обзор) / М.А. Васильев, Г.И. Прокопенко, В.С. Филатова // Успехи физики металлов. – 2004. – Т.5, С. 345–399.
20. Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации / А.А. Мазилкин, Б.Б. Страумал, С.Г. Протасова [и др.] // Физика твердого тела. – 2007. – Т.49, №5. – С. 824–828.
21. О возможной роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов / А.И. Лотков, А.А. Батурин, В.Н. Гришков, В.И. Копылов // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10, № 3. – С. 67–79.
22. Валиев Р.З. Создание объемных наноструктурных материалов методами интенсивной пластической деформации для инновационных применений в технике и медицине / Р.З. Валиев // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – Т. 18, № 4. – С. 12–20.
23. Панин В.Е. Физическая мезомеханика измельчения кристаллической структуры при интенсивной пластической деформации / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин // Физ. мезомех. – 2008. – Т. 11, № 5. – С. 5–16.
24. Гречников Ф.В. Влияние термической обработки на деформацию отдельных фаз в сплавах АМг10 и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова, О.Г. Савельева // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического

- университета имени академика М.Ф. Решетнева. Часть II. – Красноярск. – 2009. – № 1 (22). – С. 87–90.
- 25.Improvement of surface porosity and properties of alumina films by incorporation of Fe micrograins in micro-arc oxidation / F. Jin, P.K. Chu, H. Tong, J. Zhao // *Applied Surface Science* – 2006. – Vol. 253. – P. 863–868.
 - 26.Mechanisms of formation of Al 4 Cu 9 during mechanical alloying: An experimental study / R. Besson, M.-N. Avettand-Fènoël, L. Thuinet et al. // *Acta Materialia* – 2015. – Vol. 87. – P. 216–224.
 - 27.Особенности структуры сварных соединений Al-Fe полученных сваркой трением с перемешиванием / Г.М. Григоренко, А.Ю. Туник, Л.И. Адеева [и др.] // «Проблеми зварювання, споріднених процесів і технологій» та «Зварювання та споріднені процеси і технології» : III всеукр. наук.-тех. конф. студентів, аспірантів і молодих науковців, вер. 2014. – С. –4.
 - 28.Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 / В.Е. Панин, Е.Н. Каблов, В.С. Плешанов [и др.] // *Физическая мезомеханика* . – 2006 . – Т. 9, № 2. – С. 85–96.
 - 29.Statnikov E. Physics and mechanism of ultrasonic impact treatment / E. Statnikov– Alabama: International Institute of Welding, 2004. – 30 p.
 - 30.Yuan K.L. Modelling of ultrasonic impact treatment (UIT) of welded joints and its effect on fatigue strength / K.L. Yuan, Y. Sumi // *Frattura ed Integrità Strutturale* – 2015. – Iss. 34. – P. 476–486.
 - 31.Roy S. Fatigue resistance of welded details enhanced by ultrasonic impact treatment (UIT) / S. Roy, J.W. Fisher, B.T. Yen // *International Journal of Fatigue* – 2003. – Vol. 25. – Isss. 9 – 11. – P. 1239–1247.
 - 32.Haagensen P.J. Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT) / P.J. Haagensen, E.S. Statnikov, L. Lopez-Martinez // *International Institute of Welding, IIW Doc. XIII* – 1748 – 98, p. 1/12, 1998.

33. Statnikov E.S. Comparison of ultrasonic impact treatment (UIT) and other fatigue life improvement methods / E.S. Statnikov, V.O. Muktepavel, A. Blomqvist // *Welding in the World*. – 2002 – Vol. 46. – Isss. 3 – 4. – P. 20–32.
34. Сидоров М.М. Влияние ультразвуковой ударной обработки на перераспределение остаточных сварочных напряжений в кольцевых стыках труб / М.М. Сидоров, Н.И. Голиков // *Труды IV Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата*. – Якутск : ИФТПС СО РАН, 2008. – 1 CD-R № гос. рег. 0320900128
35. Циклічний характер змін мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 під дією інтенсивних режимів ультразвукової ударної обробки / А.П. Бурмак, С.І. Сидоренко, М.О. Васильєв, С.М. Волошко // *Наукові вісті НТУУ “КПІ”*. – 2013. – №1. – С. 57–62.
36. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки / Г.І. Прокопенко, С.М. Волошко, І.Є. Котенко, А.П. Бурмак // *Наукові вісті НТУУ “КПІ”*. – 2009. – №3. – С. 4–46.
37. Структурное состояние алюминия после ультразвуковой ударной обработки с порошком титана / Г.И. Прокопенко, П.Ю. Волосевич, Б.Н. Мордюк [и др.] // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2008. – Т. 30, № 8. – С. 1079–1089.
38. Wear assessment of composite surface layers in Al-6Mg alloy reinforced with AlCuFe quasicrystalline particles: Effects of particle size, microstructure and hardness / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, et al. // *Wear*. – 2014. – Vol. 319. – Isss. 1–2. – P. 84–95.
39. Электроискровое легирование титана и его сплавов, физико-технологические аспекты и возможность практического использования. Краткий обзор. Часть I. Особенности массопереноса, структурные и фазовые превращения в поверхностных слоях, их износо- и жаростойкость / В.В. Михайлова, А.Е. Гитлевича, А.Д. Верхотуров [и др.] // *Электронная обработка материалов*. – 2013. – Т. 49, №5. – С. 2 –44.

40. Нанесение антифрикционных и износостойких многокомпонентных покрытий на титановые сплавы электроискровым легированием / А.В. Корешков, Л.В. Денисов, А.Г. Бойцов [и др.] // Известия ТулГУ. – 2017. – Т. 11, №2. – С. 97–112.
41. Применение электроискрового легирования электродными материалами на основе карбида вольфрама для наноструктурирования поверхности стали 35 / В.Н. Гадалов, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков [и др.] // Известия ТулГУ. – 2017. – Т. 11, №2. – С. 97–112
42. Металознавство : Підручник / [О. М. Бялік, В.С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко] ; – 2-ге вид., перероб. і доп. - К: ІВЦ “Видавництво «Політехніка»”, 2002. – 384 с.
43. Commodities [Электронный ресурс]. – Режим доступа: - <http://fx-commodities.ru/articles/amg6-gost-4784-97/> - Дата доступа: 10.05.2021.
44. Mordyuk B.N. Wear assessment of composite surface layers in Al-6Mg alloy reinforced with AlCuFe quasicrystalline particles: Effects of particle size, microstructure and hardness / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, Yu.V. Milman, et al. // Wear. – 2014. – № 319. – P. 84–95.
45. Гречников Ф.В. Влияние термической обработки на деформацию отдельных фаз в сплавах АМг10 и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова, О.Г. Савельева // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета имени академика М.Ф. Решетнева. Часть II. – Красноярск. – 2009. – № 1 (22). – С. 87–90.
46. Дюжечкин М.К. Горячедеформированные порошковые материалы системы Al-Si и Al-Si-C для гильз цилиндров ДВС : дисс. на соискание уч. степени к.т.н.: 05.16.06 / М.К. Дюжечкин. – Новочеркасск, 2014. – 139 с.
47. Крашенинников С.В. Исследование кинетики диффузионных процессов при контактном плавлении металлов в медно-титановом композите, полученном сваркой взрывом / С.В. Крашенинников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Изв. ВолгГТУ. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. ст./ ВолгГТУ. – Волгоград, 2004. – Вып.1, №6. – С. 78–81.

48. Fomenko L.S. Micromechanical properties of nanocrystalline titanium prepared by low-temperature rolling / L.S. Fomenko, A.V. Rusakova, S.V. Lubenets, V.A. Moskalenko // Low temperature physics. – 2010. – Vol. 36, №7. – P. 809–818.
49. Мильман Ю.В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования / Ю.В. Мильман, С.И. Чугунова, И.В. Гончарова // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). – 2011. – №4. – С. 182–187.
50. Влияние температуры на механические свойства объемного аморфного сплава на основе циркония / Ю.В. Мильман, А.Н. Слипенюк, В.В. Куприн, Д.В. Козырев // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98). – 2011. – №4. – С. 85–88.
51. Wear assessment of composite surface layers in Al-6Mg alloy reinforced with AlCuFe quasicrystalline particles: Effects of particle size, microstructure and hardness / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, Yu.V. Milman, et al. // Wear. – 2014. – № 319. – P. 84–95.
52. ДСанПіН 3.3.2-007-98 – Організація і обладнання робочих місць.
53. ДСН 3.3.6.042-99 – Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень.
54. ДБН В.2.5-28-2006 – Природне і штучне освітлення.
55. Левченко О. Г. Охорона праці та цивільний захист: навч. посіб. для студ. спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / О.Г. Левченко // Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 337 с. – [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://ela.kpi.ua/handle/123456789/31215>.
56. ДСН 3.3.6.037-99 – Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку.
57. ДНАОП 0.00-1.32-01 – Правила побудови та розміщення електроустановок.
58. НПАОП 0.00-7.15-18 – Виробничі приміщення, організації і обладнання робочих місць.

59. НПАОП 0.00-1.28-10 – Правила охорони праці під час експлуатації ЕОМ.
60. ДБН В.2.5-67:2013 – Опалення, вентиляція та кондиціонування.
61. Левченко О. Г. Розділ з охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях у магістерських дисертаціях: Рекомендації до виконання [Електронний ресурс]: навч. посіб. для студ. спеціальності 132 «Матеріалознавство» / О. Г. Левченко // КПІ ім. Ігоря Сікорського; уклад.: О. Г. Левченко. – Електронні текстові дані (1 файл: 326 Кбайт). – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 24 с.
62. НАПБ Б.03.002-2007 – Визначення категорії приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою.